

**Einfluß von Digitalisierung und Bearbeitung auf die Eigenschaften  
CAD/CAM bearbeiteter Kronen- und Brückengerüste  
aus Hochleistungskeramik**

**Dissertation  
zur Erlangung des akademischen Grades  
doctor medicinae dentariae  
(Dr. med. dent.)**

**vorgelegt dem Rat der Medizinischen Fakultät  
der Friedrich-Schiller-Universität Jena  
von Sonja Mandy Holzhüter  
geboren am 25.04.1975 in Stollberg**

### **Gutachter**

- |           |  |                |
|-----------|--|----------------|
| <b>1.</b> | <b>Prof. Dr. Welker / Prof. Dr. Küpper</b> | <b>Jena</b>    |
| <b>2.</b> | <b>Prof. Dr. Glockmann</b>                 | <b>Jena</b>    |
| <b>3.</b> | <b>Prof. Dr. Walter</b>                    | <b>Dresden</b> |

**Tag der öffentlichen Verteidigung: 07.05.2002**

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>6</b>
<b>2</b>	<b>Aufgabenstellung</b>	<b>9</b>
<b>3</b>	<b>Literaturübersicht</b>	<b>10</b>
<b>3.1</b>	<b>Dentale CAD/CAM – Systeme</b>	<b>10</b>
3.1.1	Das Precident-DCS-System®	12
<b>3.2</b>	<b>Werkstoffsystematik keramischer Werkstoffe</b>	<b>15</b>
3.2.1	IPS-Empress®	16
3.2.2	IPS-Empress 2®	17
3.2.3	In-Ceram®	18
3.2.4	Zirkondioxid	19
<b>3.3</b>	<b>Werkstoffeigenschaften der Keramiken</b>	<b>22</b>
3.3.1	Wesentliche Probleme keramischer Werkstoffe	22
3.3.2	Festigkeitssteigerung	23
<b>3.4</b>	<b>Bearbeitung keramischer Werkstoffe</b>	<b>23</b>
3.4.1	Schleifen	24
3.4.2	Oberflächenbearbeitung	28
<b>3.5</b>	<b>Qualitätskriterien keramischer Werkstoffe für festsitzende zahnärztliche Restaurationen</b>	<b>30</b>
3.5.1	Mechanische Eigenschaften	30
3.5.1.1	Bruchfestigkeit	30
3.5.1.2	Bruchzähigkeit - $K_{Ic}$ -Wert	31
3.5.1.3	Oberflächenbewertung	31
3.5.2	Klinische Eigenschaften	32
3.5.2.1	Paßgenauigkeit	32
3.5.2.2	Dauerfestigkeit	33
<b>4</b>	<b>Material und Methode</b>	<b>34</b>
<b>4.1</b>	<b>Precident DCS-System®</b>	<b>34</b>
<b>4.2</b>	<b>Herstellung der Prüfkörper für den Vier-Punkt-Biege-Test</b>	<b>34</b>

4.2.1	IPS Empress® - Prüfkörper / Maltechnik	34
4.2.2	IPS Empress 2® - Prüfkörper / Schichttechnik	35
4.2.3	VITA CELAY® ALUMINA - Prüfkörper	36
4.2.4	Zirkondioxid- Prüfkörper	37
4.2.4.1	Referenz - Zirkondioxid - Prüfkörper	39
<b>4.3</b>	<b>Herstellung der Prüfkörper für die fraktographische Oberflächenanalyse / halbierte Zirkondioxid-Zylinder</b>	<b>40</b>
<b>4.4</b>	<b>Herstellung der VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste 11-13</b>	<b>41</b>
4.4.1	Herstellung des NEM-Prüfmodells für die Brückengerüste 11-13	41
4.4.2	CAD/CAM-Fertigung der VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste	42
4.4.2.1	VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste / mechanische Digitalisierung	42
4.4.2.2	VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste / optische Digitalisierung	45
4.4.3	Glasinfiltration der VITA CELAY® ALUMINA – Brückengerüste	49
4.4.3.1	Glasinfiltration mittels Platinfolie im Vakumat und Incermat® nach vorangegangener mechanischer Digitalisierung	49
4.4.3.2	Glasinfiltration mittels Platinbrennstiften im AUSTROMAT 3001 nach vorangegangener optischer Digitalisierung	50
<b>4.5</b>	<b>Werkstoffprüfungen</b>	<b>52</b>
4.5.1	Vier-Punkt-Biege-Test	52
4.5.2	Vickershärte $HV$ und $K_{Ic}$ -Wert	54
4.5.3	Rauhigkeitsmessung	56
4.5.4	Fraktographische Oberflächenanalyse der bearbeiteten Zirkondioxid-Probekörper	57
4.5.5	Fraktographische Oberflächenanalyse - Untersuchung der Schädigungstiefe der halbierten Zirkondioxid-Zylinder	58
4.5.6	Messung des vertikalen Randspaltes der Vita CELAY ALUMINA® - Brückengerüste	58
4.5.7	Bruchfestigkeit der VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste im Druckversuch mit Drei-Punkt-Biege-Anordnung	59
<b>5</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>60</b>
<b>5.1</b>	<b>Vier-Punkt-Biege-Test</b>	<b>60</b>
5.1.1	IPS Empress®, IPS Empress 2® und Vita CELAY® ALUMINA	60
5.1.2	Zirkondioxid	62
<b>5.2</b>	<b>Vickershärte <math>HV</math> und <math>K_{Ic}</math>-Wert</b>	<b>66</b>
5.2.1	IPS Empress®, IPS Empress 2®, Vita CELAY® ALUMINA	67
5.2.2	Zirkondioxid	68

<b>5.3</b>	<b>Rauhigkeit / Zirkondioxid</b>	<b>70</b>
<b>5.4</b>	<b>Fraktographische Oberflächenbefunde der bearbeiteten Zirkondioxid-Probekörper</b>	<b>72</b>
<b>5.5</b>	<b>Fraktographische Oberflächenbefunde nach Untersuchung der Schädigungstiefe der halbierten Zirkondioxid-Zylinder</b>	<b>75</b>
<b>5.6</b>	<b>Vertikaler Randspalt nach Holmes</b>	<b>77</b>
<b>5.7</b>	<b>Bruchfestigkeit der VITA CELAY® ALUMINA – Brückengerüste im Druckversuch mit Drei-Punkt-Biege-Anordnung</b>	<b>82</b>
5.7.1	Qualitative Analyse des Bruchverhaltens	82
5.7.2	Quantitative Analyse des Bruchverhaltens	84
<b>6</b>	<b>Diskussion</b>	<b>86</b>
<b>6.1</b>	<b>Vier-Punkt-Biege-Test</b>	<b>86</b>
6.1.1	IPS Empress®, IPS Empress 2® und Vita CELAY® ALUMINA	86
6.1.2	Zirkondioxid	87
<b>6.2</b>	<b>Vickershärte <math>HV</math> und <math>K_{IC}</math>-Wert</b>	<b>88</b>
6.2.1	IPS Empress®, IPS Empress 2®, Vita CELAY® ALUMINA	88
6.2.2	Zirkondioxid	89
<b>6.3</b>	<b>Rauhigkeit - Zirkondioxid</b>	<b>90</b>
<b>6.4</b>	<b>Fraktographische Oberflächenbefunde der bearbeiteten Zirkondioxid-Probekörper</b>	<b>90</b>
<b>6.5</b>	<b>Fraktographische Oberflächenbefunde nach Untersuchung der Schädigungstiefe der halbierten Zirkondioxid-Zylinder</b>	<b>91</b>
<b>6.6</b>	<b>Vertikaler Randspalt nach Holmes</b>	<b>91</b>
<b>6.7</b>	<b>Bruchfestigkeit der VITA CELAY® ALUMINA – Brückengerüste</b>	<b>93</b>
<b>7</b>	<b>Schlußfolgerung</b>	<b>95</b>
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>96</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>99</b>

# 1 Einleitung

Der Wunsch nach immer mehr Ästhetik zahnärztlicher Restaurationen, sowie das steigende Gesundheitsbewußtsein der Bevölkerung machen den Einsatz zahnfarbener und biokompatibler Materialien, zu einem moderaten Preis, erforderlich. Die seit langer Zeit bewährten Kronen und Brücken aus Metallkeramik (VMK<sup>®</sup>-Technik, *Vita-Zahnfabrik* und *Degussa*, 1962 [98]) werden zunehmend von metallfreien Restaurationen verdrängt.

Als erstes kamen Glaskeramiken für Einzelzahnrestaurationen zum Einsatz. 1984 wurde Dicor<sup>®</sup> (De Trey/Dentsply) [15, 49, 89] eingeführt. Andere Verfahren wie Cerestore<sup>®</sup> (Johnson+Johnson, 1984) [15, 49], Hi-Ceram<sup>®</sup> (Vita Zahnfabrik, 1986) [15, 49], Optec<sup>®</sup> (Jeneric-Gold Co, 1987) [49] und Duceram<sup>®</sup> (Ducera) [15] folgten. Allen gemeinsam waren unzureichende mechanische Eigenschaften zur Anfertigung von Brücken-Zahnersatz.

Erst In-Ceram, von *Dr. Sadoun* entwickelt und 1989 auf der IDS vorgestellt, ermöglichte technologisch mehrgliedrigen vollkeramischen Zahnersatz. In-Ceram bewährt sich nunmehr seit über 10 Jahren [75]. Es löste die sinterkeramisch auf Platinfolie gefertigten Jacketkronen mit ihrer geringen Festigkeit ab und stellte einen entscheidenden Entwicklungsschritt gegenüber den vorher genannten Materialien dar. In-Ceram verfügt über ausgezeichnete Eigenschaften wie Biokompatibilität [10, 31], hohe Biegefestigkeit [10, 73], gute Paßgenauigkeit (Celay-In-Ceram-System<sup>®</sup> [74], Schlickerverfahren [10, 75]) und Ästhetik (Transparenz/Transluzenz) [10]. Durch industriell gefertigte Rohlinge (VITA In-Ceram blanks) wird eine konsistente Werkstoffqualität garantiert. Die zahnmedizinische Indikation erstreckt sich auf Kronengerüste, Brückengerüste im Frontzahnggebiet [95], Implantatsuprastrukturen [28], Adhäsivbrücken [47] und Stiftkernaufbauten [46]. Im medizinischen Bereich wird es als Biokeramik („medical-grade alumina“ [107] = MgO - verstärkte Aluminiumoxidkeramik) eingesetzt.

Beim konventionellen Schlickerverfahren ist es nicht möglich, den Zahnersatz an einem Arbeitstag herzustellen. Bedingt ist dies durch den hohen Zeitaufwand für die Modellduplizierung, den Sinterprozeß (2 h) und den Infiltrationsbrand (4-6 h). 1994 stellten *Pröbster et al.* das Celay-In-Ceram-Verfahren<sup>®</sup> (Mikrona AG, Spreitenbach, Schweiz) zur Kronen- und Brückengerüsterstellung vor [74, 103]. Aus verschieden großen Keramikblöcken werden auf dem Meistermodell in Kunststoff modellierte

Gerüste durch Kopierschleifen gefertigt. Neben der Zeitersparnis durch die überflüssig gewordene Modellduplizierung und den Sinterbrand, wirkt sich auch die um ca. 10 % höhere Kapillarität positiv aus. Der Infiltrationsbrand beträgt nur noch 2 x 40 min. Der Zahntechniker kann den Zahnersatz mühelos an einem Arbeitstag fertigen. Eine weitere Steigerung der Effizienz ist durch die computergesteuerte Fertigung von Kronen und Brücken möglich.

1990 wurde die Leucit-Glaskeramik IPS Empress<sup>®</sup> eingeführt. Die Indikation dieser Glaskeramik beschränkt sich auf die Herstellung von Inlays [38], Onlays [38], Veneers [38] und Kronen [20, 38, 50, 92, 93].

Um das Indikationsspektrum der Leucit-Glaskeramik zu vergrößern, wurde 1998 die IPS Empress 2<sup>®</sup> Keramik auf den Markt gebracht. Das Einsatzgebiet erweitert sich auf die Anwendung von Vollkeramikbrücken im Front- und Seitenzahnbereich bis maximal des zweiten Prämolaren, Voll- und Teilkronen unabhängig vom Zahntyp und auf Inlaybrücken, wobei die Indikationen für die IPS Empress<sup>®</sup> Leucit-Glaskeramik erhalten bleiben [38]. Erste klinische Langzeiterfolge mit IPS Empress 2<sup>®</sup>-Vollkeramikbrücken im Front- und Seitenzahnbereich wurden von *Sorensen et al.* [94] veröffentlicht.

Den positiven Eigenschaften der beschriebenen Keramiksysteme hinsichtlich Ästhetik und Biokompatibilität steht als Nachteil die große Sprödigkeit, durch fehlende Duktilität mit schwer vorhersagbarem Bruchverhalten (Spontanfraktur) gegenüber.

Dieser gravierende Mangel scheint durch den Einsatz von Hochleistungskeramiken [26, 27] mit speziellen Materialeigenschaften umgangen werden zu können. Seit ca. 30 Jahren werden oxidische Hochleistungskeramiken auf der Basis von Aluminium- ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) und Zirkonoxid ( $\text{ZrO}_2$ ) als Biokeramiken [107] für Implantate erfolgreich eingesetzt. Dabei handelt es sich hauptsächlich um Komponenten für künstliche Gelenke, wie z.B. Hüft-, Finger- und Zehengelenke, Knochenersatz und Beschichtungen auf metallischen Implantaten [16, 107]. Für die Orthopädie kommen neben dem „medical-grade alumina“ [107] zwei Typen des „medical-grade zirkonia“ in Frage (siehe Kapitel 3.2.4 und Abbildung 4) [107]:

- Typ Y-TZP ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ -verstärktes TZP) und
- Typ Mg-PSZ (MgO-verstärktes PSZ)

Durch das zahnfarbene, opake Aussehen (weiß) und die Biokompatibilität [9, 29, 30, 109] ist die Zirkondioxidkeramik auch für den zahnmedizinischen Bereich von Interesse. Sie wird bisher für Wurzelstifte (z.B. CosmoPost<sup>®</sup>) [16, 63] verwendet und

befindet sich als Material für Einzelzahnimplantataufbauten (individuelle Abutments) in Erprobung [108].

Von der Firma DCS Dental AG (Allschwil, Schweiz) wurde das ursprünglich für die Titanbearbeitung konzipierte Precident-DCS-System<sup>®</sup> (Digitising Computer System) für die Bearbeitung von Keramik weiterentwickelt. Ob dieses angepaßte CAD/CAM-Bearbeitungsverfahren, welches hochmoderne Computertechnologie zur Informationsgewinnung und -verarbeitung nutzt, zahnärztliche keramische Restaurationen mit ausreichender Präzision und hoher Qualität anfertigen kann, ist technologisch noch nicht geklärt. Da aber nur durch eine systemspezifische, optimale Keramikbearbeitung die maximal zu erwartende Lebensdauer, einer den Ansprüchen des Patienten genügenden vollkeramischen Restauration, erreicht werden kann, gilt es noch offene technologische Fragen zu evaluieren.



## 2 Aufgabenstellung

Ziel dieser Arbeit ist es, den Einfluß verschiedener Bearbeitungsparameter auf die Materialeigenschaften yttriumstabilisierter Zirkondioxidkeramik (Y-TZP), unter Verwendung des Precident-DCS-Systems<sup>®</sup>, zu ermitteln. Die meßtechnische Erfassung der Oberflächenbeschaffenheit mittels Tastschnittgerät, rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen und die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften sollen mögliche Schädigungen der Keramik in Abhängigkeit von deren Bearbeitungsparametern aufzeigen.

Außerdem soll der Einfluß von optischer und mechanischer Digitalisierung, sowie die Auswirkung des Glasinfiltrationsprozesses auf die Passgenauigkeit von VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA - Brückengerüsten, nach der Fertigung mit dem Precident-DCS-System<sup>®</sup>, untersucht werden. Hierzu wird neben dem mechanischen Digitalisiergerät ein Optisches-Drei-Koordinaten-Meßsystem eingesetzt.

Weiterhin sollen die mechanischen Eigenschaften geschliffener Zirkondioxid- und VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA - Keramik, anhand genormter Prüfkörper, mit den mechanischen Eigenschaften der IPS Empress<sup>®</sup> - und IPS Empress 2<sup>®</sup> - Keramik verglichen werden.

### 3 Literaturübersicht

#### 3.1 Dentale CAD/CAM – Systeme

Mit der Entwicklung dentaler Werkstoffe lief auch die Entwicklung entsprechender Herstellungstechniken zahnärztlicher Restaurationen konform. Die Idee der Anwendung computergestützter Fertigungstechniken zur Herstellung festsitzender zahnärztlicher Arbeiten liegt bereits 30 Jahre zurück. 1971 begann der Franzose Dr. Francois Duret, der heute als der „Vater der dentalen CAD/CAM-Technologie“ bezeichnet wird, mit ersten theoretischen und experimentellen Forschungsarbeiten. Auf dem gleichen Forschungsgebiet begannen *Heitlinger und Rodder* 1979, sowie *Mörmann und Brandestini* 1980 (CEREC®) ihre Experimente. Erst 1983 wurde der erste Prototyp einer dentalen CAD/CAM-Einheit auf der „Garanciere conference“ in Frankreich vorgestellt. Die Tabelle 1 zeigt die wichtigsten auf dem Markt befindlichen Systeme.

Tabelle 1: Übersicht über die wichtigsten auf dem Markt befindlichen CAD/CAM Systeme

CAD/CAM Systeme	Hersteller	Abtastung	intraoral	Paßkörper	Material	okkl. Gestaltung
Cerec® [1, 69, 72, 77, 78]	Siemens, Bensheim	optisch, CCD	+	I, O, V	Keramik	manuell
Cerec 2® [65]	Siemens, Bensheim	optisch, CCD	+	I, O, V, geplant: K	Keramik	automatisch
Cerec 3® [65]	Siemens, Bensheim		+		Keramik	automatisch
Sopha® / Duret system / French system [1, 69, 72, 77, 78]	Sopha, Bioconcept, Vienne, France	optisch, CCD, Laser	geplant	I, O, K, B	Keramik, Titan	automatisch
TITAN DUX® [1, 69, 78]	Herst. DCS Dental AG, Allschwil, Schweiz	mechanisch	geplant	K, B	Titan, Metall- Keramik,	manuelle, geplant: automatisch
Precident DCS® [56]	Herst. DCS Dental AG, Allschwil, Schweiz	mechanisch optisch	-	K, B	Keramik, Titan	manuell
DCM-System®* [100]	ETH Zürich	mechanisch	-	K, B	Keramik,	manuell
DentiCAD® / Rekow system [1, 69, 77, 78]	BEGO, Bremen und DentiCAD Waltham, Mass, USA	mechanisch, Hall-Sensor	+	I, K, B	Titan	automatisch
DENStech® [1]	Dens, Berlin	Laser, CCD	geplant	geplant: K, I, O, B	Keramik, Metall, Kunststoff	manuelle Vorarbeit
Cicero® [1, 69, 77]	Elephant, Hoorn/NL	Laser, CCD	-	K, I, O, B	Metall- Keramik	automatisch
diGident®	Girrbach Dental GmbH Pforzheim	optisch	-	K, B	Keramik, Gold, Titan, Kunststoff	manuell automatisch
PRO-CAM® [72]	IntraTech, Dallas, USA	Laser	-		Keramik	manuell
Procera All-Ceram® [51, 72, 77, 78]	Nobelpharma, Goteborg Schweden	mechanisch	-	K	Keramik Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	manuell
Kopierfräsverfahren: Celay® [69, 77, 78]	Mikrona, Schweiz	mechanische Pro-Form- Abtastung	-	I, O, V, K, V	In-Ceram, Glaskeramik	automatisch beim Kopierschleifen manuelle Verblendung

I = Inlay, O = Onlay, V = Veneer, K = Krone, B = Brücke

\*Erstvorstellung auf der IDS Köln; 2001

Allen dentalen CAD/CAM-Systemen gemeinsam ist der grundsätzliche Aufbau aus drei Elementen:

1. einem System zur Datenerfassung,
2. einer Software, die die Datenerfassung unterstützt, die Bearbeitungsdateien erstellt, sowie die Bearbeitungseinheit steuert und
3. der Bearbeitungseinheit [57] selbst.

Die Datenerfassung kann mechanisch oder optisch erfolgen, extraoral oder intraoral. Software und Bearbeitungseinheit sind ebenfalls systemspezifisch. Jedes System für sich sollte jedoch einfach in der Bedienung und Handhabung sein, wirtschaftlich und rationell.

Zur Bearbeitung von Hochleistungskeramik in Form vorgesinterter und/oder durchgesinterter Rohlinge ist z.B. das Precident-DCS-System<sup>®</sup> geeignet, welches nachfolgend näher beschrieben wird.

### 3.1.1 Das Precident-DCS-System®

Das Precident-DCS-System® (DCS Dental AG, Allschwil, Schweiz) (Abbildung 1) wurde zur computergestützten Herstellung von Kronen- und Brückengerüsten aus Titan konzipiert und für die Bearbeitung von Keramik weiterentwickelt [52, 56, 57, 70, 99].

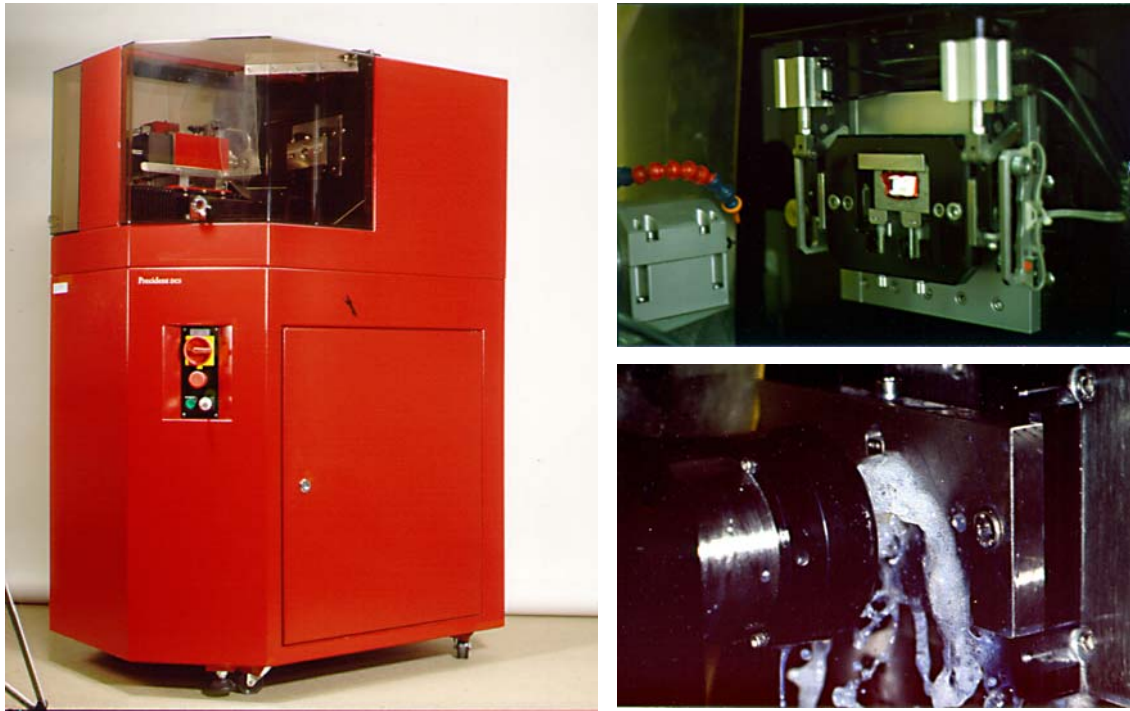


Abbildung 1: Precident-DCS-Bearbeitungseinheit (CNC-Maschine) und in der Werkzeugaufnahme eingespannter VITA CELAY® ALUMINA -Rohling vor und während der Bearbeitung

Grundvoraussetzung für die erfolgreiche Herstellung des Zahnersatzes ist die Präparation einer Hohlkehle oder Stufe mit abgerundeter Innenkante, da die Digitalisierung scharfkantiger Stufenpräparationen aufgrund der Form der Abtastnadel nicht möglich ist [59].

Die CAD/CAM-Fertigung mit dem Precident-DCS-System® beinhaltet folgende Schritte:

#### 1. Definition und Erfassung der Präparationsgrenze

Um eine prothetische Arbeit mit Hilfe des Precident-DCS-Systems® herstellen zu können, ist die Abformung der Präparation und die Herstellung eines Sägeschnittmodells (z.B. auf Epoxid-Harz-Basis) Grundvoraussetzung. Das Trimmen des Modells erfolgt derart, dass alle Präparationsgrenzen exakt zu erkennen sind. Weiterhin müssen alle Stumpfanteile unterhalb der Präparationsgrenze, die diese

überragen, entfernt werden, um eine genaue mechanische Oberflächenerfassung zu gewährleisten.

## 2. Digitalisieren der Daten der Stumpfoberfläche

Die Datenerfassung, d.h. das "Digitalisieren" bzw. "Digitieren" erfolgt auf mechanischem Weg.

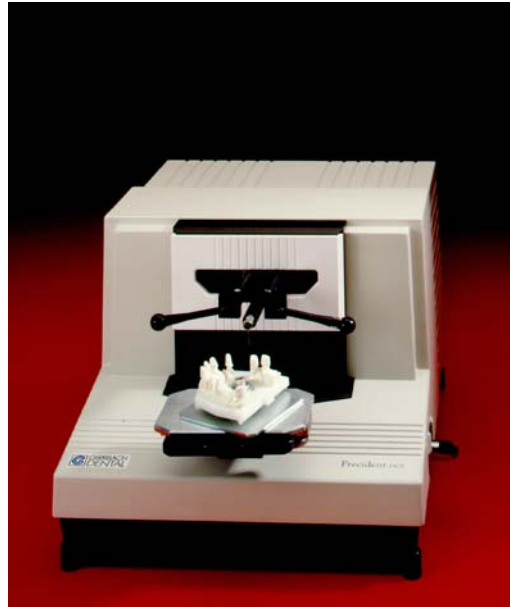


Abbildung 2: Mechanischer Digitizer (DCS Dental AG, Allschwil, Schweiz)

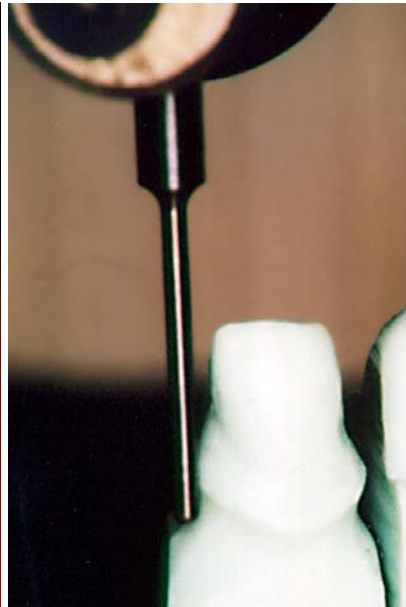


Abbildung 3: Wolframnadel des Digitizers beim manuellen Umfahren der Präparationsgrenze

Der Digitizer (Abbildung 2), der zur Datenerfassung genutzt wird, besteht aus einem Meßsystem, welches mit einem in drei Achsen beweglichen Abtastarm in Verbindung steht, an dessen Ende sich eine Wolframnadel (Abbildung 3) befindet. Die Längsachse der Abtastnadel entspricht der späteren z-Achse der CNC-Maschine. Der Digitizer arbeitet mit einer Genauigkeit von ca. 30  $\mu\text{m}$  [58] und ist in der Lage, Objekte bis zu einer Ausdehnung von 70 mm x 40 mm x 20 mm [59] zu erfassen. Diese müssen so auf dem Modelltisch des Digitizers ausgerichtet werden, dass die Abtastnadel die gesamte Präparationsgrenze erreichen kann. Der Winkel zwischen Abtastnadel und Mantelfläche des Zahnstumpfes sollte überall gleich groß sein und im Idealfall 6 ° betragen. Mit dem Umfahren der Präparationsgrenze wird zuerst die zweidimensionale Ausdehnung des Stumpfes festgelegt. Dabei muß die Wolframnadel mit einer bestimmten Anpreßkraft in Richtung auf das Zentrum des Stumpfes an der Zirkumferenz entlang geführt werden. Nur wenn diese Kraft zu einer elastischen Verformung der Nadel führt, die innerhalb eines Tolleranzbereiches liegt, können Daten erfaßt werden.

Die erfaßte Linie erscheint auf dem Bildschirm, wo sie auf ihre Vollständigkeit zu kontrollieren ist. Das zweidimensionale Gebilde wird dann durch ein Raster gefüllt und es beginnt die Abtastung der Stumpfoberfläche. Dazu wird die Nadel beginnend an der Schulter der Hohlkehle in Richtung Okklusal- bzw. Inzisalfläche geführt. Auf der Okklusalfläche ist ein zeilenförmiges Abtasten empfehlenswert. Wurden innerhalb eines auf dem Bildschirm sichtbaren Rasters genügend Daten von der Oberfläche gesammelt, ändert das jeweilige Raster seine Farbe. Sind alle Raster ausgefüllt, ist das Digitalisieren beendet.

### **3. Erfassen weiterer Daten**

Ist eine Restauration geplant, die mehr als einen Zahnstumpf umfaßt, müssen weitere Daten einbezogen werden: die räumliche Beziehung der präparierten Zähne zueinander und die Auflage des Brückenzwischengliedes auf der Gingiva.

### **4. Erstellen eines Datensatzes der dreidimensionalen Stumpfoberfläche**

Sind alle Daten zusammengetragen, konstruiert der Computer ein dreidimensionales Modell des oder der Stümpfe in Form eines Gitterbildes, welches als Basis für die Konstruktion dient. Es entspricht der späteren Innenkontur der Rekonstruktion ohne Berücksichtigung des Zementspaltes und kann jetzt auf seine Richtigkeit überprüft werden.

### **5. Eingabe von Konstruktionsvariablen**

Ist die Innenkontur festgelegt, kann die im nächsten Schritt zu errechnende Außenkontur durch die Eingabe weiterer Angaben mitbestimmt werden. Handelt es sich um Zahnersatz im sichtbaren Bereich, muß die Ausdehnung der Teilverblendung und die Gestaltung der Vestibulärfläche berücksichtigt werden. Außerdem lassen sich die Dicke des Zementspaltes, die Gerüststärke, die Größe und Position des Brückenzwischengliedes, sowie dessen Verbinder, individuell verändern [59].

### **6. Berechnung der Bearbeitungsdateien**

Nachdem alle benötigten Daten eingegeben wurden, berechnet der Computer die spätere Außenkontur der Restauration und stellt das Modell auf dem Monitor dar, damit es nochmals auf seine Plausibilität überprüft werden kann. Gibt es keine Beanstandungen, können die Bearbeitungsdateien entsprechend der materialspezifischen Parameter vom Rechner mit Hilfe der „dentform“-Software errechnet werden. Diese Schleif- bzw. Fräsdateien dienen der Steuerung der CNC-Einheit, die das gewünschte Objekt aus einem industriell hergestellten Vollkeramik- bzw. Titanrohling

herausschleift bzw. -fräst. Bei einer Krone wird ein zylindrischer Rohling, bei einer Brücke ein quaderförmiger Block, verwendet.

## 7. Herstellung des Werkstückes

Für die verschiedenen Rohlinge der Drei-Achsen (x-, y-, z-Achse) -CNC-Maschine stehen unterschiedliche Einspannvorrichtungen zur Verfügung. Die entsprechende Einspannvorrichtung wird in der CNC-Maschine befestigt und bewegt sich beim Bearbeitungsvorgang in x- und y-Richtung (entspricht der Ebene des Abtasttisches). Die z-Achse entspricht der Vorschubbewegung der Hochfrequenzspindel und stimmt mit der Längsachse der Abtastnadel überein. Die Bearbeitung erfolgt unter Kühl-Schmierung, um eine Überhitzung von Werkstück und Werkzeug zu vermeiden. Bei der Bearbeitung von Titan werden Hartmetallfräser, bei Keramik Diamantschleifer verschiedenen Durchmessers und verschiedener Form verwendet. Diese werden je nach Form des Zahnersatzes vom System ausgewählt und im Laufe der Abarbeitung der Bearbeitungsdateien vom automatischen Werkzeugwechsler der Maschine ausgetauscht. Nach beendeter Bearbeitung der Innenkontur wird das Werkstück automatisch mit der Einspannvorrichtung gewendet, damit die abschließende Bearbeitung der Außenkontur erfolgen kann. Am Ende des Bearbeitungsvorganges ist das Gerüst nur noch an wenigen Punkten mit dem Rohling verbunden. Diese müssen manuell durchtrennt werden. Für die abschließende Gestaltung ist ebenfalls eine Nachbearbeitung der überkonturierten Kronenränder und des Brückenzwischengliedes durch den Zahntechniker erforderlich. Der Zeitbedarf zur Herstellung einer dreigliedrigen Brücke aus Titan beträgt nach *Luthardt und Musil* [56] 1,5 Stunden. Für die Keramikbearbeitung finden sich in der Literatur keine Angaben zur Bearbeitungszeit.

## 3.2 Werkstoffsystematik keramischer Werkstoffe

Keramische Werkstoffe [83, 106] lassen sich vereinfachend in Oxid-, Nichtoxid- und Silikatkeramiken gliedern [32, 106]:

- **Oxidkeramiken** bestehen in der Regel zu mindestens 90 Gew. % (Ausnahmen:  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) aus einphasigen und einkomponentigen Metalloxiden mit Dominanz der kristallinen Phase.
- **Nichtoxidkeramiken** sind im engeren Sinne Werkstoffe auf der Basis von Siliciumnitrid ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), Siliciumcarbid ( $\text{SiC}$ ), Borcarbid ( $\text{B}_4\text{C}$ ), Bornitrid ( $\text{BN}$ ) und Sialonen (Si, Al, O, N-Verbindungen).
- **Silikatkeramiken** zeichnen sich durch ihren Glasphasengehalt aus.

Einen Spezialfall stellt die Glaskeramik dar. Sie besteht hauptsächlich aus  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{K}_2\text{O}$  und  $\text{MgO}$ . Die gezielte Verunreinigung des Glases mit  $\text{MgF}_2$  ermöglicht die Keramisierung von der Glasphase in eine kristalline Phase.

Aus dem Bereich der technischen Keramik stammt der Begriff der Hochleistungskeramik [26, 27]. Hochleistungskeramiken sind oxidische oder nicht-oxidische Werkstoffe. Zu ihrer Herstellung verwendet man „synthetische“ Rohstoffe. Als „synthetische“ Rohstoffe werden die Ausgangsstoffe für die eigentliche Werkstoffsynthese bezeichnet, die vorzugsweise durch chemische Reaktionen in Spezialverfahren im atomaren Aufbau grundlegend verändert werden [32]. Das bringt, verglichen mit natürlichen Rohstoffen, den Vorteil mit sich, Werkstoffe besser optimieren zu können (z.B. hervorragende Reinheit). Dies ermöglicht eine Verbesserung der Absolutwerte von Werkstoffeigenschaften, eine Verringerung der Streuung dieser Eigenschaften und eine Steigerung der Zuverlässigkeit des Endprodukts der technischen Keramik [110].

Durch spezielle Pulveraufbereitungs- und Formgebungsverfahren kann eine hohe Primärdichte erzielt werden. Durch den Verzicht auf Polymerbindemittel und Stabilisatoren sowie die Anwendung moderner Sinterverfahren können nahezu volumenfehlerfreie Sinterkörper in einfachen Formen hergestellt werden [27].

Nicht-oxidische Hochleistungskeramiken auf der Basis von Siliziumcarbid ( $\text{SiC}$ ) und -nitrid ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) sind durch ihre schwarze Färbung gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu weisen oxidische Hochleistungskeramiken auf der Basis von Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) und Zirkondioxid ( $\text{ZrO}_2$ ) eine gelblich-weiße Farbe auf [102]. Eine hohe Opazität läßt die Möglichkeit der Farbanpassung an die Nachbarzähne durch den sogenannten Chamäleoneffekt zwar vermissen, ist im Gegensatz dazu jedoch hervorragend geeignet verfärbte Stümpfe oder metallische Stift-Stumpf-Aufbauten abzudecken. Durch die Verblendung mit keramischen Massen kann die erwünschte Individualität erzielt werden [27].

### **3.2.1 IPS Empress®**

Bei IPS Empress® handelt es sich um eine Glaskeramik auf Leuzit-Basis ( $\text{SiO}_2$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{K}_2\text{O}$ ). Die Leuzitkristalle ( $\text{KAlSi}_2\text{O}_6$ ) stellen Gerüstsilikate dar und nehmen neben der silikatischen Glasmatrix einen Anteil von 30 bis 40 Vol% (abhängig vom Produkttyp) ein.



Zahnärztliche Restaurationen werden im „Lost-Wax“-Verfahren durch Pressen hergestellt [13]. Eine Beschreibung der einzelnen Verfahrensschritte erfolgt in Material und Methode.

Durch das Pressen entsteht ein Werkstoff hoher Homogenität [38, 68], und die Restaurationen zeichnen sich durch gute Paßgenauigkeiten aus [64]. Die Biegefestigkeit (Steigerung der Biegefestigkeit durch anschließende Glasur [13]), chemische Beständigkeit, Abrasionsfestigkeit und Transluzenz des Materials entsprechen in etwa den Werten des natürlichen Zahnes [38]. Die Befestigung erfolgt adhäsiv oder konventionell.

### **3.2.2 IPS Empress 2<sup>®</sup>**

Beim IPS Empress 2<sup>®</sup> - System [38] wird zwischen einer Press-Glaskeramik (Rohlinge) und einer Sinter-Glaskeramik (Pulver) unterschieden. Die Press-Glaskeramik dient als Gerüstkeramik, während die Sinter-Glaskeramik als Verblendmaterial (Dentin-, Schneide-, Impulse-, Transpa- und Effektmassen) genutzt wird.

Da die chemische Basis der Press-Glaskeramik ein  $\text{SiO}_2\text{-Li}_2\text{O}$ -System ist, handelt es sich um eine Lithiumdisilikat-Glaskeramik. Die Struktur des Mikrogefüges ändert sich durch den Pressvorgang. 0,5 - 4  $\mu\text{m}$  große, längliche Lithiumdisilikat-Kristalle wandeln sich dabei in 0,5 - 5  $\mu\text{m}$  große, längliche Lithiumdisilikat-Kristalle und 0,1 - 0,3  $\mu\text{m}$  große Lithiumorthophosphat-Kristalle um.

Die Dentin-, Schneide-, Impulse-, Transpa- und Effektmassen sind fluoroapatithaltige Sinter-Glaskeramiken und dienen der gezielten Einstellung der optischen Eigenschaften Transluzenz, Helligkeit und Lichtstreuung des vollkeramischen Zahnersatzes.

Die Verarbeitung erfolgt wie bei der IPS-Empress<sup>®</sup> Keramik im „Lost-Wax“-Verfahren [37] und wird unter Material und Methode erläutert.

Press- und Sinter-Glaskeramik zeichnen sich durch sehr gute chemische Beständigkeit im Milieu der Mundhöhle aus und weisen ähnliche Abrasionswerte wie der natürliche Zahn auf [38]. Da die Press-Glaskeramik mit Flußsäure ätzbar ist, können IPS Empress 2<sup>®</sup> Restaurationen konventionell und adhäsiv befestigt werden [38]. Die gute Ästhetik wird unter anderem durch die hohe Transluzenz [38] der Sinter-Glaskeramik erzielt.

### 3.2.3 In-Ceram<sup>®</sup>

Die In-Ceram-Keramik ist eine Infiltrationskeramik, die als Schlicker oder industriell gefertigter Rohling (geschlickert, gesintert) angewandt wird.

Der Schlicker besteht aus einem feinen  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Pulver mit 2-5  $\mu\text{m}$  Korngröße, einzelnen größeren Körnern bis zu 10  $\mu\text{m}$  Durchmesser und feinstem Staub, der die Körner zum Teil bedeckt [17]. Durch Sintern des Schlickers bei 1120 °C entsteht ein poröses Gerüst. Die Hohlräume des porösen Aluminiumoxidgerüsts werden durch den anschließenden Infiltrationsbrand bei 1100 °C mit einer Glasschmelze aufgefüllt, die durch Kapillarkräfte in das Gerüst eingezogen wird. Da das Aluminiumoxid einen großen Anteil des Volumens der Keramik einnimmt, weist In-Ceram mit 3,55 g/cm<sup>3</sup> eine erheblich größere Dichte auf, als die herkömmlichen auf Feldspat basierenden Dentalkeramiken, deren Dichtewerte zwischen 1,8 bis 2,4 g/cm<sup>3</sup> liegen [86].

In-Ceram läßt sich auf zwei verschiedene Arten ver- bzw. bearbeiten. Die klassische Verarbeitungsmöglichkeit ist das sogenannten Schlickerverfahren, bei dem der Zahntechniker auf einem Modell aus Spezialgips ein Kronen- oder Brückengerüst aus dem oben beschriebenen Schlicker aufträgt, sintert, infiltriert und keramisch verblendet. Ausführliche Beschreibungen der Vorgehensweise wurden von *Pröbster und Diehl* [73] und *Claus* [10] veröffentlicht.

Die andere Möglichkeit besteht in der Bearbeitung der industriell gefertigten Rohlinge [VITA Vollkeramik], welche nach Abschluß der Bearbeitung glasinfiltriert und verblendet werden.

Beim Celay-In-Ceram<sup>®</sup> - Kopierschleifverfahren [74] handelt es sich um ein rein mechanisches Kopieren eines in Kunststoff (lichthärtendes Composite - Celay-Tech<sup>®</sup>) vormodellierten Formkörpers. Dieser wird mechanisch abgetastet. Über ein Mehrachsensystem wird gleichzeitig mit einem dem Abstastkörper formidentischen Schleifkörper das definitive Werkstück aus dem Rohling herausgefräst.

Alternativ können die industriell gefertigten Rohlinge durch dentale CAD/CAM - Systeme (z.B. diGident<sup>®</sup>, Cerec<sup>®</sup>, DCM-System<sup>®</sup>, Precident-DCS-System<sup>®</sup>) bearbeitet werden. Die Fertigung von Brückengerüsten mit Hilfe des Precident-DCS-Systems<sup>®</sup> wird im Kapitel 3.1.1 und 4.4.2 erläutert.

### 3.2.4 Zirkondioxid

Das Element Zirkonium findet sich in vulkanischem Gestein (Primärlagerstätte), wie Schiefer, Gneis, Syenit und Granit. Dort liegt es als Baddeleyit (= monokline Form, mit ~ 2% Hafniumoxidanteilen [ $\text{HfO}_2$ ]) oder als Zirkon (in Verbindung mit Siliciumdioxid [ $\text{SiO}_2$ ]) vor. Außerdem ist es aus dem Sandstrand zu gewinnen (Sekundärlagerstätte). [7, 97]

Bei der Gewinnung von sogenanntem Plasma-Zirkonoxid wird Zirkonsand ( $\text{ZrSiO}_2$ -Teilchen) in einer Plasmaflamme geschmolzen, bis dieser in  $\text{ZrO}_2$  und  $\text{SiO}_2$  [45] dissoziiert.

#### Radioaktivität

Das Ausgangsmaterial, welches zur Keramikherstellung verwendet wird, enthält natürlich vorkommende radioaktive Elemente wie Thorium, Uran und deren Zerfallsprodukte. Eine chemische Reinigung (Chlorierung und thermische Entmischung; Alkoxid-Entmischung; Kalk-Einschmelzung) [7] wird für die technische Anwendung nicht bzw. in geringerem Maß durchgeführt als für die medizinische Anwendung, da diese Reinigungsverfahren aufwendig und teuer sind. In wissenschaftlichen Versuchen wurden  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ - und Röntgen-Strahlungen nachgewiesen [18, 19, 35], wobei die  $\alpha$ -Strahlung die gefährlichste bezüglich der Induktion maligner Tumoren ist. *Fischer-Brandies et al.* zeigten in ihrer Studie [19], dass ein deutlicher Unterschied der radioaktiven Verunreinigung zwischen den untersuchten Proben für den medizinischen Einsatz und dem technischen Material besteht, die sich um den Faktor 100 – 1000 unterscheiden. Die untersuchten Proben für medizinische Implantate erscheinen insgesamt hinsichtlich ihrer  $\alpha$ -Emission unbedenklich, sofern ihr Einsatz mit einem wesentlichen Vorteil gegenüber anderen Werkstoffen begründet ist.

#### Struktur, t→m Umwandlung, Stabilisierung, Eigenschaften

Zirkondioxid kommt in drei definierten Polymorphen (monoklin [m], tetragonal [t], kubisch [k]), abhängig von der Temperatur und den zugesetzten Oxiden vor, wobei diese Phasen nebeneinander oder separat auftreten können.

Das monokline Zirkondioxid (Baddeleyit), die natürliche Form, ist bis 1170 °C bei einer Dichte von 5,830 kg/m<sup>3</sup> stabil. Danach wandelt sie sich zur tetragonalen Phase um, die bis 2370 °C ihre Stabilität beibehält. Gleichzeitig steigt die Dichte auf 6,100 kg/m<sup>3</sup> an.

Bis zum Schmelzpunkt, der bei 2680 °C liegt, kommt die kubische Form mit einer Dicht von 6,090 kg/m<sup>3</sup> vor. Bei hohem Druck existiert zusätzlich eine orthorhombische Form [85].

Wie aus dem Dichteverhalten hervorgeht, kommt es beim Übergang von der tetragonalen zur monoklinen Phase (t→m) zu einer Volumenzunahme von 3-5 % (**martensitische Umwandlung**). Deshalb dürfen Bauteile aus reinem Zirkondioxid eine bestimmte Größe nicht überschreiten, da während der Abkühlung durch die martensitische Umwandlung sonst stets Risse auftreten [97]. Bei der Zugabe von Oxiden (MgO, CaO, CeO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), die die kubische Form von Raum- bis Schmelztemperatur vollständig stabilisieren, kann man diese Volumenausdehnung umgehen [97].

Gibt man jedoch nicht ausreichend stabilisierende Oxide hinzu, kommt es zu einer Teilstabilisation des Zirkondioxids, bei der zwei oder mehr intensiv vermischte Phasen vorhanden sind [97]. Diese Teilstabilisierung führt zu besseren mechanischen Kennwerten als die Vollstabilisierung [60]. Das Zirkondioxid-Yttriumoxid System (Abbildung 4) ist aufgrund der ausgezeichneten Eigenschaften des polykristallinen tetragonalen Zirkondioxids (TZP) zur Zeit am interessantesten. Entsprechend dem Gehalt an Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> wird yttriumstabilisiertes Zirkondioxid in folgende Werkstoffe unterteilt [5, 60]:

- PSZ:** Partially Stabilized Zirconia / teilstabilisiertes Zirkondioxid
- TZP:** Tetragonal Zirconia Polycrystals / Sonderform des PSZ mit einem tetragonalen Gehalt > 95 %
- FSZ / CSZ:** Fully Stabilized Zirconia / Cubic Stabilized Zirconia / vollstabilisiertes Zirkondioxid

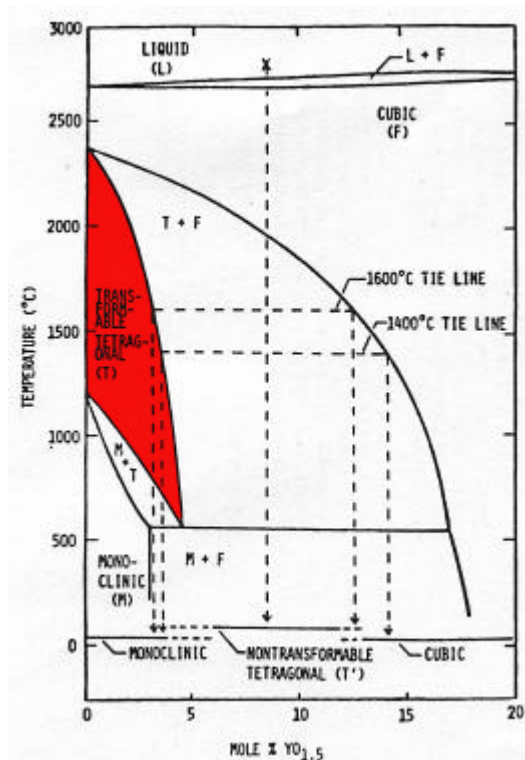


Abbildung 4: Zirkondioxid-Yttriumoxid System [97]; der im Diagramm rot unterlegte Bereich stellt die metastabile Phase des TZP dar

Durch den Zusatz von  $< 2,5$  Mol. %  $Y_2O_3$  entsteht eine rein tetragonale Phase, deren Umwandlung in die monokline Phase aufgrund des sehr feinkristallinen, dichten Gefüges (Partikelgröße  $< 0,3 \mu m$  [60]) gehemmt wird. Die tetragonale Phase bleibt **metastabil** eingefroren (tetragonaler Anteil  $> 95 \%$ ). Nur durch den Zutritt externer Energie (z.B. beim Schleifen, an der Spitze eines fortschreitenden Risses), ist eine martensitische Umwandlung in die monokline Phase möglich. Die dabei auftretende Volumenzunahme wirkt einem Rißwachstum entgegen, d.h. Risse werden wieder "zusammengedrückt".

Bei der Bearbeitung durch Schleifen wandeln sich die Teilchen der Randzone unter Freisetzung von Energie in die stabile monokline Modifikation um. Die dabei entstehenden Druckeigenspannungen erhöhen die Festigkeit der Keramik. Dieses Phänomen ist unter dem Begriff der **induzierten Umwandlungsverstärkung** bekannt. Da bei Zirconia-TZP der Prozeß der Umwandlungsverstärkung bereits bei Raumtemperatur gegeben ist, weist es ausgezeichnete Rißzähigkeitswerte [55, 57, 60, 97], hohe Kantenstabilität, hohe Verschleiß- und Biegefestigkeit, sowie chemische Beständigkeit auf.

## **Bearbeitung**

Durch verbesserte synthetische Rohstoffe, feinkörnige Pulver, Reinraumtechnik, hohe Primärverdichtung vor dem Sintern (Grünkörper), gesteuerte Korngrößenaufbereitung und heißisostatische Nachverdichtung (HIP = heißisostatisches Pressen = hippen) lassen sich vor- bzw. fertiggesinterte Rohlinge in großer Anzahl herstellen, die (theoretisch) alle die gleichen Materialeigenschaften aufweisen (Qualitätssicherung) [26].

Die Bearbeitung, sprich die individuelle Formgebung wird von der Herstellung ganz oder teilweise getrennt und beschränkt sich auf die Nutzung eines CAD/CAM-Systems.

Beim DCM-Verfahren<sup>®</sup> (Direct Ceramic Machining, ETH Zürich) werden vorgesinterte Rohlinge beschliffen und anschließend dichtgesintert [100].

Bei der Nutzung fertiggesintertter Rohlinge umgeht man die schwierige Berechnung der Sinterschrumpfung beim Dichtsintern, muß aber die aufwendigere Bearbeitung in Kauf nehmen.

## **3.3 Werkstoffeigenschaften der Keramiken**

### **3.3.1 Wesentliche Probleme keramischer Werkstoffe**

Der wesentliche Nachteil keramischer Werkstoffe besteht in ihrer hohen Sprödigkeit, welche durch das Unvermögen, Spannungsspitzen durch plastische Deformation abzubauen, begründet ist [111]. D.h., unmittelbar nach dem Erreichen der Elastizitätsgrenze kommt es zum Bruch, ohne dass eine erkennbare bleibende Verformung vorausgeht [45]. Dies hat eine hohe Sensibilität gegenüber Zug- und Scherspannung, sowie thermischer Schockbelastung zur Folge. Demgegenüber kann Druckspannung hervorragend vertragen werden [61]. Dies liegt im Kristallaufbau der keramischen Werkstoffe begründet [111]. Die Atomgruppen der Keramik sind durch kovalente Bindung an ihren Gitterplätzen fixiert (chemisch inert), d.h., ein Abgleiten verschiedener Gitterebenen übereinander ist im Regelfall nicht möglich. Das macht eine plastische Verformbarkeit unmöglich (hervorragende Formbeständigkeit) und ist die Ursache für die große Empfindlichkeit gegenüber winzigen Fehlern im Gefüge (Poren, Spalten), welche Ausgangspunkte für Mikrorisse sein können, da sich dort von außen aufgebrachte Spannungen konzentrieren [61]. Die versagensauslösenden Fehler sind in der Regel Oberflächenfehler (Risse, Kratzer), welche bei der Vorfertigung

(Formgebung durch Pressen, Grünlingsbearbeitung, Sintern) oder Bearbeitung der Rohlinge entstehen [96].

Durch Druckspannung werden entstandene Mikrorisse geschlossen. Bei ungehinderter langsamer Rißausbreitung (als unter- bzw. subkritische Rißausbreitung bezeichnet), gefördert durch Zug- und Scherspannung, kommt es jedoch bei konstanter Belastung zum Erreichen einer Schwellenbeanspruchung und zum plötzlichen Versagen der chemischen Bindung durch eine plötzliche, schnelle, katastrophale Rißausbreitung - es folgt der katastrophale Bruch (Sprödbruch) [61, 67, 80]. Da durch die subkritische Rißausbreitung, beginnend an den unvermeidbaren Fehlern im Gefüge, die Belastbarkeit (bei gegebener Bruchzähigkeit) mit zunehmender Rißtiefe abnimmt [61], kommt es in der Praxis nach verschieden langer Zeit (Zeitabhängigkeit der Festigkeit - statische Ermüdung), häufig bei „normaler“ Belastung, zum Bruch. D.h., dass die Festigkeit dann erheblich niedriger als die maximale Festigkeit ist. Die Bruchzeit (Zeit bis zum Eintreten des Bruches) ist abhängig von der Größe des Anfangsrisses und der Höhe der Belastung [67]. Die subkritische Rißausbreitung wird durch Feuchtigkeit (Wasser, Speichel) gefördert und als Spannungsrißkorrosion bezeichnet.

### **3.3.2 Festigkeitssteigerung**

Eine Steigerung der Festigkeit [2] von Keramik lässt sich auf zwei Wegen erreichen:

- durch die Minimierung der Fehlstellen (defektkontrollierende Herstellungsverfahren, HIP) [61, 111] oder
- durch die Erhöhung der Bruchzähigkeit (Oberflächenbehandlung, Kompositssysteme, Umwandlungsverstärkung (z.B. bei Zirkondioxid und der zirkondioxid-verstärkten Keramik)) [45, 57, 61].

## **3.4 Bearbeitung keramischer Werkstoffe**

Die Bearbeitbarkeit von Keramiken ist im Gegensatz z.B. zu Metallen erschwert. Eine Bearbeitung erfolgt in der Regel durch Schleifen. Die große Härte und fehlende Duktilität der Hochleistungskeramiken führen zu niedrigen Werkzeugstandzeiten, niedrigen Zeitspanvolumina und zu schlechten Oberflächenqualitäten [26, 27]. Das Anforderungsprofil geeigneter Schleifmaschinen ist deshalb sehr komplex. Alternative berührungslose Formgebungserfahren (z.B. Elektroerodierverfahren, Sonoerosion [27], Bearbeitung durch Ionenstrahlen im Hochvakuum, Bearbeitung mit Hilfe von Elektronen- oder Laserstrahlen) sind leistungsarm, zeitaufwendig und kostspielig.

### 3.4.1 Schleifen

Die beim Schleifen mit ungeometrischen Schneiden auftretenden Vorgänge werden anhand eines Einzeldiamantkornes (Abbildung 5) erläutert.

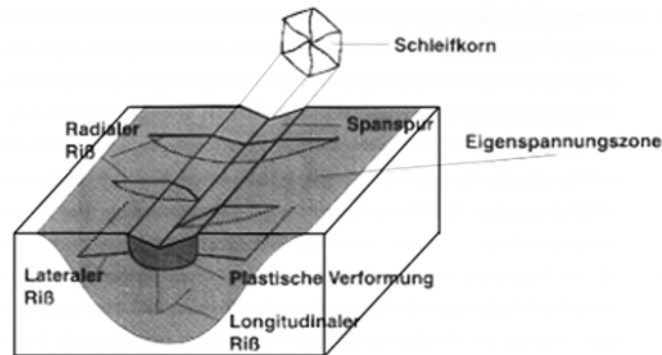


Abbildung 5: Mikrorißbildung in der Oberflächenrandzone nach einer Spanabnahme durch Diamantschleifkorn mit Darstellung der Eigenspannungszone [33]

Beim Schleifen parallel zur Oberfläche bildet sich durch den Schleifpartikel (Einzeldiamantkorn) eine Furche in der Oberfläche sowie Mikrorisse in der Oberflächenrandzone. Unterhalb der Furche entsteht durch die hohe Druckbelastung des Schleifkorns eine **plastisch verformte Zone** [33].

Unterhalb dieses plastischen Bereichs entstehen, vorwiegend beim Einsatz scharfer Schneiden, **Longitudinalrisse** [33] entlang der Ritzspur, welche durch Zugspannungen verursacht werden, die sich nach dem Abbau hoher Flächenpressung im Grund der plastisch verformten Zone bilden. Aufgrund der Mehrfachbelastung beim Schleifprozeß können Longitudinalrisse eine erhebliche Ausdehnung annehmen und die Festigkeit quer zur Schleifrichtung erheblich reduzieren. Sie beeinflussen maßgeblich die Bauteilfestigkeit [33].

Gleichzeitig entstehen radiale und laterale Risse.

**Radiale Risse** entstehen durch Zugspannung an den Seitenflächen unmittelbar hinter dem Schleifkorn senkrecht zur Eingriffspur.

**Laterale Risse** sind ebenfalls unterhalb der plastisch verformten Zone zu finden. Sie entstehen hinter dem eingreifenden Korn durch nachlassende Druckspannung und aus der durch Werkstoffverformung freiwerdenden Zugspannung. Laterale Risse können bei großer Flächenpressung bis an die Oberfläche reichen und sich dort mit radialen Rissen verbinden. Dann führen die verbundenen Risse zu schollenförmigen Abplatzungen an



der Kante der Furche (Mikrobrechen) und stellen einen wichtigen Mechanismus des Materialabtrags dar [33]. Da die Entstehung lateraler Risse von der Eindruckkraft des Schleifpartikels abhängig ist, führen höhere Eindruckkräfte zur verstärkten Bildung von radialen Rissen, zu höherem Materialabtrag und damit zur verstärkten Randzonenschädigung [33].

Zur Rißbildung kann es auch infolge thermischer Belastung in der Kontaktzone des Schleifkorns zum Material kommen. Die „**Thermoschock-Risse**“ [33] entstehen, da bei der Ausdehnung der Keramik unter Erwärmung Druckspannungen und beim Abkühlen Zugspannungen entstehen. Hohe Kontaktzonentemperaturen bewirken auch eine Erhöhung der Bruchzähigkeit und somit ein höheres plastisches Verformungsvermögen [33].

Die Randzonenschädigung kann durch die Rißzähigkeit beeinflusst werden. Nach dem Schleifen gibt es stark verdichtete Zonen im Werkstoff, die in Wechselwirkung mit einem Riß die Eigenspannungsenergie freisetzen und dadurch abplatzen. Dieser Mechanismus wird durch verstärkte Rißbildung von Materialien mit geringer Rißzähigkeit begünstigt.

Da schleifbedingte Schädigungen oberflächennah vorliegen, wo unter Betriebsbelastung die höchsten Spannungen auftreten, sind diese Schädigungen gegenüber den material- bzw. herstellungsbedingten Fehlern von größerer Bedeutung.

Schleifrisse, die sich in die Tiefe erstrecken bieten eine erhöhte Angriffsfläche für Umgebungsmedien, wodurch ein unterkritisches Rißwachstum infolge von Spannungsrißkorrosion begünstigt werden kann.

Bei der Keramikbearbeitung wird zwischen dem plastischen (duktilen) Abtrag und dem Materialabtrag durch Sprödbbruch unterschieden. Die Tabelle 2 gibt wieder, welche Größen den Materialabtrag bestimmen.

Tabelle 2: Einflußgrößen des Materialabtrages [modifiziert nach 33]

		plastischer Materialabtrag	Spröddbruch
Werkstoffeigenschaften	Korngröße	↓	↑
	Rißzähigkeit	↑	↓
Schleifparameter	Schleifkorngröße	↓	↑
	Schnittgeschwindigkeit	↑	↓
	Vorschubgeschwindigkeit	↓	↑
	Zustellung	↓	↑
	Einzelkornspanungsdicke	↓	↑
Schleifprozeß	Kraft pro Schleifkorn	↓	↑
	spezifische Schleifenergie	↑	↓
	spezifische Schleifkraft	↑	↓

Die beim Schleifvorgang erzeugte Wärme hat ebenfalls einen entscheidenden Einfluß auf die Art des Materialabtrages. Sie wird weitestgehend durch das Kühl-Schmier-Mittel, den Schleifer, das abgetragene Material und das Werkstück selbst abtransportiert.

Dennoch entstehen hohe Spitzentemperaturen unter dem Schleifkorn, welche die Ausbildung plastischer Verformungen begünstigen. Umgekehrt kommt es bei zu schneller Abkühlung, z.B. durch das Kühl-Schmier-Mittel, zu „Thermoschock-Rissen“. Bei der Verwendung von Kühl-Schmiermittel mit geringem Wärmeabtransport, nimmt durch Erhöhung der Schleiftemperatur und Abnahme der „Thermoschock-Risse“, der Anteil des plastischen Materialabtrages zu [33].

Bei der Bearbeitung von tetragonalem Zirkondioxid wurden z.B. Spitzentemperaturen von 1300 °C, und mittlere Temperaturen von 600 °C gemessen [33].

Schleifen führt zu einer Veränderung der oberflächlichen Randschicht des Werkstücks - zu plastischer Verformung oder/und zur Induktion von Mikro- oder Makrorissen. Erst wenn die Rissfronten vor oder neben dem im Eingriff befindlichen Schleifkorn die Oberfläche erreichen, kommt es zum Spröddbruch.

### Eigenspannungen

Eigenspannungen werden durch inhomogene plastische oder elastische Verformungen, thermisch, mechanisch oder durch Phasenumwandlung innerhalb eines Werkstoffes induziert. Durch die einwirkenden äußeren Belastungen erfolgt eine Überlagerung mit der Eigenspannung und somit eine wesentliche Beeinflussung des mechanischen Verhaltens eines Bauteils.

Da bei der Herstellung und Bearbeitung von Materialien immer irreversible Verformungen in den Werkstoff eingebracht werden, kann kein Bauteil als eigenspannungsfrei angesehen werden.

### **Entstehung von Eigenspannungen bei der spanabhebenden Bearbeitung**

Eine wesentliche Rolle spielt die plastische Verformungszone unterhalb der Spanspur. Als Mechanismen zu deren Entstehung werden „kalte“ mikroplastische Verformungen und thermisch aktive Prozesse diskutiert [33]. Die genauen Mechanismen sind jedoch nicht bekannt [33].

Eine Zunahme der plastischen Verformung beim Schleifprozeß und gleichzeitig eine geringere Rißbildung zeigen Materialien mit höherer Rißzähigkeit. Duktile Materialien (z.B. Metalle) weisen betragsmäßig höhere Oberflächeneigenspannungen auf als sprödharte Keramiken. Beim Schleifen von Keramiken werden vorwiegend Druckspannungen in die Oberflächenzone eingebracht. Senkrecht zur Schleifrichtung treten höhere Druckeigenspannungen als parallel zur Schleifrichtung auf.

Für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  existiert eine Abhängigkeit der Eigenspannung von der Korngröße des Gefüges. Mit zunehmender Korngröße vermindern sich die Oberflächendruckspannungen der geschliffenen Keramik. Das wird auf eine geringere plastische Verformung zurückgeführt, während ein feinkristallines Gefüge hohe Druckeigenspannungen induziert [33].

### **Druckeigenspannung / „compression lip“**

Druckeigenspannungen, in keramischen Bauteilen als Folge der Bearbeitung durch Schleifen oder auftretende Belastung, können versagensrelevante Zugspannungen teilweise kompensieren und die Bauteilfestigkeit erhöhen [16].

Die „compression lip“ beschreibt die äußerste, unter Druckspannung (Oberseite) stehende Restfaser eines Probekörpers im uniaxialen Biegetest. Die dort herrschende Druckspannung (Lastrollen) führt kurz vor Durchbruch des Probekörpers zu einer Ablenkung des senkrecht durch den Probekörper verlaufenden Risses und bricht im 45°-Winkel. Die Höhe der Eigenspannung läßt sich anhand der Dicke der „compression lip“ ablesen, und ist um so höher, je dicker diese ist [79].

### 3.4.2 Oberflächenbearbeitung

Bei der Bearbeitung eines Kronen- bzw. Brückengerüsts mit einer DCS-Maschine ist hauptsächlich die Stirnfläche des Schleifkörpers im Eingriff. Zur Erzeugung einer technischen Oberfläche, die dieser typischen Bearbeitung eines Kronen- bzw. Brückengerüsts auf der DCS-Maschine entspricht, ist das Seitenplanschleifen mit der Verfahrensvariante Pendelschleifen (Abbildung 6) geeignet [85].

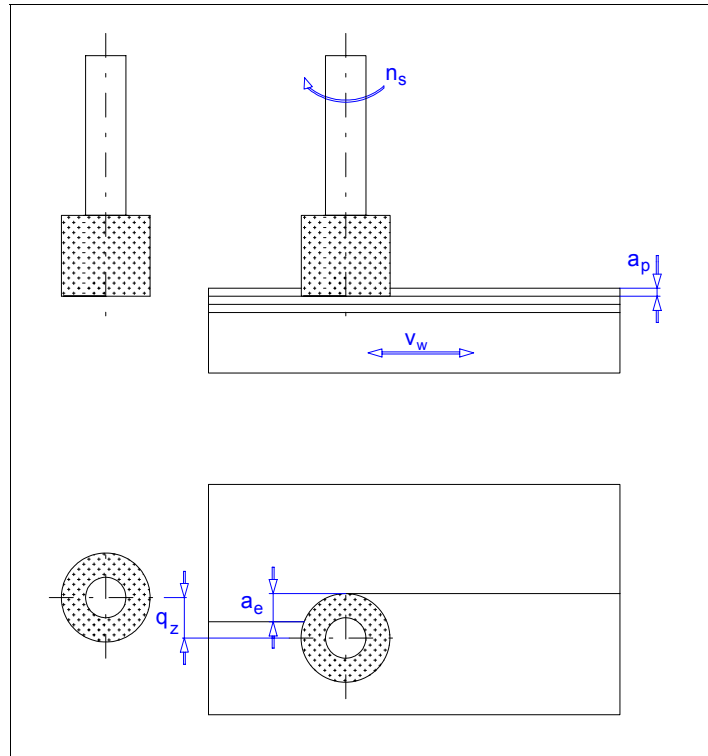


Abbildung 6: Seitenplanschleifen Verfahrensvariante Pendelschleifen [85]  
 $n_s$  = Schleifscheibendrehzahl = Spindelgeschwindigkeit;  $q_z$  = Querstellung;  
 $a_e$  = Arbeitseingriff;  $a_p$  = Schnitttiefe;  $v_w$  = Werkstückvorschubgeschwindigkeit

Die Bearbeitungsparameter (Eingriffsverhältnisse) können während des gesamten Bearbeitungsprozesses konstant gehalten werden, welches zur Erfassung und Beurteilung der geometrischen Kenngrößen erforderlich ist.

Die von Sandkuhl [85] dargestellten Ergebnisse zeigen, dass der Schleifprozeß vorwiegend durch das verwendete Schleifwerkzeug beeinflusst wird. Als Schleifwerkzeuge zur Bearbeitung keramischer, d.h. harter, spröder Oberflächen, eignen sich aufgrund ihrer großen Härte und hohen Verschleißfestigkeit Diamanten mit galvanischer Bindung (Nickelbindung), denn die auf einen Stahlgrundkörper elektrogalvanisch abgeschiedenen Schleifkörper sind außerordentlich fest gebunden. Der Verschleiß dieser Werkzeuge ist äußerst gering.

Wesentliche Einstellparameter beim Seitenplanschleifen sind die Spindelgeschwindigkeit  $n_s$ , die Vorschubgeschwindigkeit  $v_{ft}^1$  (= Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$ ) und die Eingriffgrößen  $a_e$  und  $a_p$ .

#### **Schnittgeschwindigkeit $v_c$ [modifiziert nach 85]**

In der Regel wird durch steigende Schnittgeschwindigkeit eine Verbesserung der Oberflächengüte erreicht. Die Ursache liegt in der Verringerung der mittleren Spannungsdicke (mehr Schneiden pro Zeiteinheit am Zerspanvorgang), mit Abnahme der Schleifkräfte (verminderte Belastung des einzelnen Schleifkorns) und dadurch Verbesserung des Verschleißverhaltens. Allerdings nimmt die thermische Belastung von Werkzeug und Werkstück zu.

Die Verringerung der Schnittgeschwindigkeit führt durch gegensätzliche Prozesse in der Regel zur Abnahme der Oberflächenqualität.

#### **Vorschubgeschwindigkeit $v_w$ [modifiziert nach 85]**

Eine zunehmende Vorschubgeschwindigkeit läßt eine abnehmende Oberflächenqualität und eine größere Randzonenschädigung erwarten. Ursachen sind wachsende Spannungsdicken pro Korn mit höheren Schleifkräften (höhere Einzelkornbelastung mit der Folge der Kornsplitterung oder des Kornausbruches) und zunehmendem Verschleiß. Sehr geringe Vorschubgeschwindigkeiten können durch Ausbildung von Verschleißflächen an den Diamantkörnern ebenfalls die Schleifkräfte erhöhen.

#### **Zustellung: Arbeitseingriff $a_e$ , Schnittiefe $a_p$ [modifiziert nach 85]**

Eine Vergrößerung der Zustellungen in axialer und radialer Richtung führt zur Erhöhung der Schleifkräfte durch Erhöhung der Umfangskontaktfläche bzw. Vergrößerung der Kontaktlänge mit entsprechend steigenden Kräften.

Beim Seitenplanschleifen mit galvanisch gebundenen Schleifwerkzeugen übt die Schnittiefe den größten Einfluß auf die Schleifkräfte aus, während eine Änderung der Vorschubgeschwindigkeit praktisch keine signifikante Änderung der Kräfte bewirkt. Unterschiedliche Schleifkräfte und Oberflächenqualitäten werden hauptsächlich durch die sich ständig ändernde Schleifwerkzeugtopographie bestimmt.

---

<sup>1</sup>die tangentielle Vorschubgeschwindigkeit  $v_{ft}$  ist die momentane horizontale Vorschubgeschwindigkeit des Maschinentisches bzw. des Werkstückes in tangentialer Richtung zum Schleifwerkzeug - es wird auch die Bezeichnung Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$  verwendet

### **Gleich- und Gegenlaufschleifen**

Im Gleichlaufschleifen ist die Schädigung der Oberflächenrandzone des Werkstückes weniger groß als im Gegenlaufschleifen. Dies beruht wahrscheinlich auf kleineren Normal- und Tangentialkräften beim Gleichlaufschleifen, welches zu andersartigen Spanbildungsmechanismen als beim Gegenlaufschleifen führt.

## **3.5 Qualitätskriterien keramischer Werkstoffe für festsitzende zahnärztliche Restaurationen**

### **3.5.1 Mechanische Eigenschaften**

#### **3.5.1.1 Bruchfestigkeit**

Reine Zugspannungen treten an der Probenunterseite z.B. beim uniaxialen **Drei- bzw. Vier-Punkt-Biege-Test** (3- bzw. 4-PBT) auf [22]. Oberflächendefekte im Bereich der Zugspannungszone beeinflussen die im Biegetest ermittelten Ergebnisse negativ. Die Ausdehnung der Zugspannungszone bestimmt das Prüfvolumen. Beim 3-PBT geht dieses gegen Null, d.h. stochastisch verteilte Volumenfehler werden nur zufällig erfaßt. Beim 4-PBT entspricht die unter maximaler Zugspannung stehende Zone dem Bereich zwischen den Auflagerrollen. Die Spannungsverteilung ist nahezu homogen [25]. Mit dem größeren Prüfvolumen nimmt die Wahrscheinlichkeit zu, bruchauslösende Defekte innerhalb dieser Zone zu erfassen. Das hat wiederum zur Folge, dass die ermittelten Bruchfestigkeiten im 4-PBT kleiner als im 3-PBT sind, die Fehlerquote hingegen aber sinkt (Standardabweichung =  $SD\downarrow$ ). Dies macht sich besonders bei inhomogenen Materialien bemerkbar. Dort schwanken die 3-PBT-Werte am stärksten ( $SD\uparrow$ ). Das Ergebnis wird zusätzlich durch im Bereich der Lastrolle auftretenden Kerb- und Keileffekte verfälscht, welche parallel zur Oberfläche verlaufende Longitudinalkräfte erzeugen, die der aufgetragenen Spannung entgegenwirken und signifikant höhere Festigkeiten vortäuschen [25].

#### **Weibullstatistik**

Bruchfestigkeiten von Keramiken sind in der Regel nicht normalverteilt. Sie unterliegen großen Streuungen. Die Ursache dafür ist die statistische Streuung der bruchauslösenden Defekte. Diese statistische Streuung erfordert ebenfalls eine statistische Auswertung der Bruchfestigkeit [11, 33].

Als Maß für die Streuung der Festigkeit wird der Weibullmodul  $m$  herangezogen. Er verhält sich reziprok zur Streuung.  $m$  ist ein reiner Werkstoffparameter, der nur über die Werkstoffart und den Werkstoffzustand eine Aussage zuläßt. Er ist ein Indikator für herstellungs- und verarbeitungsbedingte Werkstofffehler, unabhängig von der Bauteilgröße. Da bearbeitungsbedingte Fehler (Schleifrisse) eine wenig streuende Fehlerpopulation gegenüber herstellungsbedingten Fehlern darstellen, erhält man ein großes Weibull-Modul  $m$ , wenn Bearbeitungsfehler versagensauslösend sind [33].

Soll eine Aussage zur Festigkeit in Abhängigkeit von der Bauteilgröße getroffen werden, muß die charakteristische Festigkeit  $\sigma_0$  berechnet werden.  $\sigma_0$  kennzeichnet das Festigkeitsniveau bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von 63,2 %. Sind Werkstoff, Fehlerart und Beanspruchungsbedingungen gleich, nimmt die Wahrscheinlichkeit, dass sich im belasteten Bauteilabschnitt ein größerer Fehler befindet, mit zunehmender Bauteilgröße zu und die zu erwartende Festigkeit ab. Dieser Effekt macht sich um so stärker bemerkbar, je kleiner  $m$  ist [33].

#### **3.5.1.2 Bruchzähigkeit - $K_{Ic}$ -Wert**

Die Bruchzähigkeit ist ein Maß für die Fähigkeit spröder Materialien Verformungsenergien zu absorbieren [21]. Sie ist die maximal vom Material aufnehmbare Spannung und beschreibt den Widerstand gegen Sprödbrüche [61].

Die Bruchzähigkeit ist eine geeignete Größe um verschiedene keramische Werkstoffe nach ihren Festigkeitseigenschaften zu klassifizieren [61], da sie als Werkstoffkenngröße **nicht** von der Probenoberfläche beeinflusst wird.

Zur experimentellen Bestimmung der Bruchzähigkeit spröder Werkstoffe ist noch kein genormtes Prüfverfahren eingeführt [6].

In der Regel werden mit Hilfe von Härteeindrücken (Vickers-Pyramide) erzeugte scharfe Anrisse, welche dazu führen, dass sich halbelliptische Oberflächenrisse ausbilden, zur Ermittlung der Bruchzähigkeit herangezogen [6, 21, 46, 87, 90, 105].

#### **3.5.1.3 Oberflächenbewertung**

Versagensauslösende Fehler sind entweder herstellungs- oder bearbeitungsbedingte dreidimensionale Fehler im Gefüge [33].

Herstellungsbedingte Fehler wie Fremdeinschlüsse, Agglomerate, Poren oder Grobkörner sind durch die Bearbeitung nicht beeinflussbar. Sie können im Licht- oder Elektronenmikroskop, z.B. durch Bruchflächenanalyse, nachgewiesen werden.

### **Oberflächenrauigkeit**

Die Oberflächenrauigkeit ist eine messbare Größe, die sich durch mechanische Abtastvorrichtungen qualitativ und quantitativ erfassen läßt, wobei eine meßtechnisch erfaßte, bessere Oberflächengüte nicht gleichzeitig mit einer höheren Bauteilfestigkeit korreliert, da Risse von abtastenden Rauigkeitsmeßgeräten nicht erfaßt werden [96].

Die Oberflächenrauigkeit ist abhängig vom Werkstoff bzw. von dessen Oberflächenbearbeitung und damit von der Art des Materialabtrages.

### **Fraktographische Oberflächenanalyse**

Die optische Auswertung der Oberflächenbeschaffenheit kann zur Erfassung der Art des Materialabtrages vorgenommen werden. Sie kann mittels Licht- oder Elektronenmikroskopie durchgeführt werden.

Eine gute Methode zur Beurteilung von bearbeitungsbedingten, in das Material eingebrachten Rissen (Lateralsrisse), ist die Herstellung von Probekörpern mit feinstpolierten Oberflächen, welche aneinandergelegt und im 90°-Winkel zur polierten Oberfläche bearbeitet werden [33]. Durch die Adhäsion der Zylinderhälften liegen Bearbeitungseigenschaften wie bei einem homogenen Körper vor [55]. Klappt man die Probekörper nach der Bearbeitung auseinander, so lassen sich Risse und Schädigungstiefe licht- oder elektronenmikroskopisch bewerten.

## **3.5.2 Klinische Eigenschaften**

### **3.5.2.1 Paßgenauigkeit**

Die klinische Erfolgssicherheit festsitzender Restaurationen wird neben den Materialeigenschaften von der Paßgenauigkeit, als möglichen Parameter für die Beurteilung der Leistungsfähigkeit einer Fertigungsmethode, bestimmt.

### **Randspalt**

Den Randspalt kann man als Maß für die biologische Akzeptanz und langfristige Funktionstüchtigkeit, und somit als Kriterium für den klinischen Einsatz [4] bezeichnen (Restaurationsverluste durch Sekundärkaries am Kronenrand [36, 76]).

Zerstörungsfreie Randspaltemessungen sind durch direktes Ausmessen des Spaltes im Licht- oder Elektronenmikroskop an der auf den Stumpf zementierten Restauration



möglich. Am häufigsten wird die Messung des vertikalen Randspaltes nach Holmes [34] angewandt. Eine Alternative ist die Replikatechnik [55].

Aufgrund der stark differierenden Meßmethoden sind die in der Literatur verfügbaren Randspaltwerte nur eingeschränkt vergleichbar. Insbesondere bei den als klinisch vertretbar geltenden Spaltbreiten herrscht Uneinigkeit unter den Autoren. Während *Dreyer-Jorgensen* [14] einen Randspalt von 20 µm fordert, aber 50 µm noch als klinisch akzeptabel ansieht, liegt die maximale klinisch vertretbare Randspaltbreite für *Kröncke* bei 120 µm [48] und für *Müller und Morneburg* bei 200 µm [66]. Mehr Einigkeit herrscht darüber, dass die kontinuierliche Messung eine genauere Darstellung der Randspaltbreite erlaubt als Querschnittsdarstellungen, wobei auch hier die notwendige Meßfrequenz sehr unterschiedlich eingeschätzt wird. So favorisieren *Rinke et al.* 54 Meßpunkte [81, 82], *Groten et al.* 50 zirkuläre Meßpunkte pro Kronengerüst [23], während *Biffar und Weltzsch* 20 zirkuläre Messungen pro Stumpf als aussagekräftig erachten [3].

### **3.5.2.2 Dauerfestigkeit**

Für den dauerhaften Einsatz keramischer Restaurationen im Milieu der Mundhöhle unter Berücksichtigung der klinischen Beanspruchungen zeigen die Ergebnisse von In-vitro-Untersuchungen, dass eine Dauerfestigkeit von nur 60 % der Anfangsfestigkeit zu erwarten ist. Da im Frontzahnggebiet mittlere maximale Kaubelastungen von 200 N, und im Seitenzahnggebiet von 300 N auftreten, fordern *Kappert und Knode* [44] Anfangsfestigkeiten keramischer Restaurationen von 400 N im Front- und 600 N im Seitenzahnggebiet als absolutes Minimum. *Tinschert et al.* [102] ergänzten die mittlere maximale Kaubelastungen von 300 N im Seitenzahnggebiet um einen Sicherheitsfaktor von 200 N. Unter Berücksichtigung des Abfalls der Dauerfestigkeit auf beschriebene 60 % fordern sie eine Anfangsfestigkeit von mindestens 1000 N.

## 4 Material und Methode

### 4.1 Precident-DCS-System<sup>®</sup>

Für die Bearbeitung der Probekörper wurde das unter 3.1.1 beschriebene Precident-DCS-System<sup>®</sup> mit einer vom System unabhängig steuerbaren Hochgeschwindigkeitsspindel versehen, die eine größere Steifigkeit als die ursprüngliche, systemeigene Spindel besitzt.

### 4.2 Herstellung der Prüfkörper für den Vier-Punkt-Biege-Test

Die Prüfkörper aller untersuchten Keramiken für den 4-PBT wurden, wie in Abbildung 7 dargestellt, in den Dimensionen 25 mm x 2,5 mm x 2 mm gemäß DIN 843-1 [12] hergestellt.

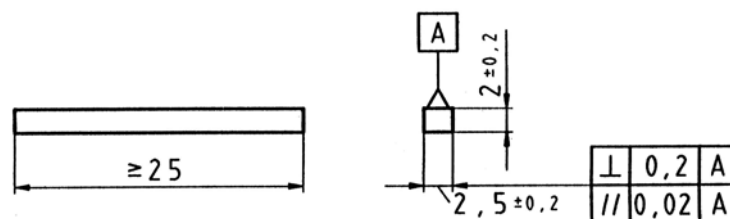


Abbildung 7: Prüfkörperabmessung [mm] nach DIN 843-1

#### 4.2.1 IPS Empress<sup>®</sup> - Prüfkörper / Maltechnik

Zur Herstellung von 20 IPS Empress<sup>®</sup> - Prüfkörpern (Ivoclar AG, Schaan, Liechtenstein) wurden 20 Prüfkörperrohlinge der unter 4.2 angegebenen Dimension aus rückstandslos verbrennendem KALLOCRYL CPGM rot (SPEIKO, Münster) mit Hilfe einer Silikonform angefertigt. Die aus der Silikonform entnommenen Rohlinge wurden mit Naßschleifpapier der Körnung 320 geglättet.

Für die Überführung der 20 Prüfkörperrohlinge in die IPS Empress<sup>®</sup> - Keramik wurden jeweils 4 Rohlinge mit Wachsstiften des Durchmessers 2,5 mm versehen und in IPS Empress<sup>®</sup> - Spezialeinbettmasse in eine große Muffel eingebettet. Die für einen Pressvorgang notwendige Anzahl Keramikrohlinge wurde mit Hilfe der Umrechnungstabelle (Wachsgewicht) ermittelt. Anschließend erfolgten das Vorwärmen von Muffel und AlOx-Kolben und das Pressen nach dem Maltechnik-Programm in der

computergesteuerten Pressapparatur (IPS Empress EP 500 Pressofen, Ivoclar) laut Verarbeitungsanleitung [39].

Die Grobausbettung erfolgte mit Glanzstrahlmittel (50 µm) bei 4 bar, die Feinausbettung und die Entfernung aller Einbettmassenreste mit 2 bar. Anschließend wurden die Gußstifte mit einer dünnen Diamantscheibe abgetrennt und die Ansatzstelle mit einem keramisch gebundenen Schleifer nachgearbeitet, bevor die Prüfkörper mit Glanzstrahlmittel (50 µm) nochmals von allen Seiten mit 2 bar abgestrahlt und unter fließendem Wasser abgespült und trockengeblasen wurden.

#### **4.2.2 IPS Empress 2<sup>®</sup> - Prüfkörper / Schichttechnik**

Vor der Herstellung der 73 Prüfkörper für die 4-PBT's war die Anfertigung von 73 Prüfkörperrohlingen notwendig. Diese wurden mittels einer Papierschneidemaschine (Dahle) aus 2 mm starker Tiefziehfolie geschnitten. Mit Hilfe dieser beim Ausbrennvorgang rückstandslos verbrennenden Tiefziehfolie konnten Prüfkörperrohlinge mit einer Dimension von 29 mm x 2,5 mm x 2 mm hergestellt werden.

Für die Überführung der 73 Prüfkörperrohlinge in die IPS Empress 2<sup>®</sup> - Keramik (Ivoclar, Schaan, Liechtenstein) wurden jeweils 7 Rohlinge direkt sternförmig an die große Muffel angewachst. Auf den Presskanal von ca. 4 mm konnte aufgrund der geraden Form der Rohlinge verzichtet werden. Sie wurden lediglich in einer Länge von 29 mm statt 25 mm hergestellt. Der Einbettvorgang in IPS Empress 2<sup>®</sup> - Spezialeinbettmasse erfolgte laut Verarbeitungsanleitung [37]. Die für einen Pressvorgang notwendige Keramikmenge wurde mit Hilfe der Umrechnungstabelle (Wachsgewicht) ermittelt. Es wurden die große Muffel und ein großer Keramikrohling pro Pressvorgang verwendet. Anschließend erfolgte das Vorwärmen von Muffel und AlOx-Kolben sowie das Pressen nach dem Schichttechnik-Programm mit der computergesteuerten Pressapparatur (IPS Empress EP 500 Pressofen, Ivoclar) gemäß Verarbeitungsanleitung [37].

Das Ausbetten erfolgte ca. 60 min nach dem Pressen. Nach Separierung der Muffel mittels einer Trennscheibe konnten AlOx-Kolben und Gußobjekte sicher voneinander getrennt werden. Die Grobausbettung mit Glanzstrahlmittel (50 µm) erfolgte mit 4 bar, die Feinausbettung mit 2 bar. Danach wurden die Prüfkörper vorsichtig mit einer dünnen Diamantscheibe abgetrennt, und die Ansatzstelle wurde mit einem keramisch gebundenen Schleifer nachgearbeitet (Abbildung 8).

Des weiteren erhielten 48 Prüfkörper nach Aktivierung der Oberfläche mit Glanzstrahlmittel (50 µm, 1 bar) und Aluminiumoxid (110 µm, 1 bar) einen zweifachen Glasurbrand (Abbildung 9) nach Verarbeitungsanleitung [37].

Von diesen 48 glasierten IPS Empress 2® - Prüfkörpern wurden anschließend 25 einer Thermowechselast unterzogen: 10 000 Zyklen, 5°C - 55°C. Die Lagerung erfolgte in Aqua dest. bei Raumtemperatur.



Abbildung 8: IPS Empress 2® - Prüfkörper trocken



Abbildung 9: IPS Empress 2® - Prüfkörper nach zweifachem Glasurbrand

#### 4.2.3 VITA CELAY® ALUMINA - Prüfkörper

Für alle durchgeführten 4-PBT's waren 55 Prüfkörper notwendig. Dazu wurden VITA CELAY® ALUMINA-Blanks (Vita Zahnfabrik Rauter, Bad Säckingen) mit einer Diamant-Trennscheibe in Bronzebindung (1A1R-3001, 2-5-D126-C75-138AG) auf eine Stärke von 2 mm x 2,5 mm getrennt. Alle 55 Prüfkörper wurden anschließend nach Herstellerangaben im AUSTROMAT 3001 (DEKEMA) glasinfiltriert [8].

Zur vollständigen Glasinfiltration waren mindestens zwei Infiltrationsbrände mit jeweils 50 % der Glasmenge erforderlich. Die Prüfkörper wurden auf einen Wabenbrennträger gelegt, das Glaspulver mit Aqua dest. dünnflüssig angemischt und mit einem Pinsel 1 - 2 mm deckend auf die Oberfläche aufgetragen.

Bei noch unvollständiger Infiltration nach dem zweiten Brand wurde ein weiterer Infiltrationsbrand durchgeführt. Nach den Infiltrationsbränden wurden grobe Glasüberschüsse mit Diamantschleifern entfernt. Noch verbliebenes Glas wurde im Sandstrahlgerät mit Korund (50 µm) bei 6 bar abgestrahlt. Es schloß sich noch der Glaskontrollbrand [8] an. Ausgetretenes Glas wurde wiederholt abgestrahlt (Abbildung 10).



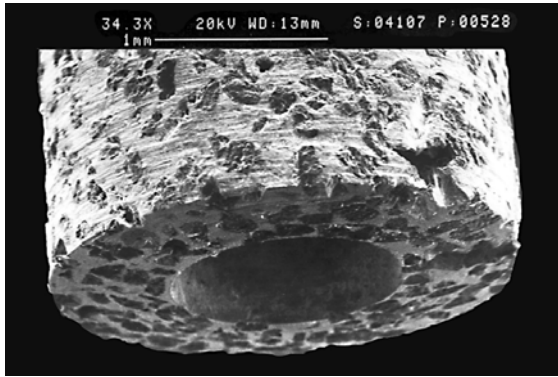


Abbildung 11: Diamantschleifer ( $\varnothing = 3 \text{ mm}$ ) mit stirnseitiger Bohrung nach der Werkstückbearbeitung

Als variable Parameter dienten die Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$  und die Schnitttiefe  $a_p$ . Die Drehzahl der Spindel  $n_s = 60\,000 \text{ min}^{-1}$  und die Querstellung  $q_z = 1 \text{ mm}$  blieben konstant. Die Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$  bezog sich auf die Vorschubgeschwindigkeit der Werkstückaufnahmevorrichtung des Precident-DCS-Systems<sup>®</sup>. Die Werkstückaufnahmevorrichtung bewegte sich in der Ebene der x-y-Achsen, während sich die Spindel in der z-Achse bewegte. Es wurde mit drei verschiedenen Werkstückvorschubgeschwindigkeiten  $v_w$  (100; 75; 50  $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ ) und Schnitttiefen  $a_p$  (0,1; 0,06; 0,02 mm) gearbeitet.

Da jede Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$  mit jeder Schnitttiefe  $a_p$  kombiniert wurde, entstanden, wie in Abbildung 12 dargestellt, neun verschiedene Versuchsgruppen. Jede Versuchsgruppe setzte sich aus vier bearbeiteten Zirkondioxid-Keramik-Scheiben zusammen.

		$v_w [\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}]$		
		100	75	50
$a_p [\text{mm}]$	0,1	1	4	7
	0,06	2	5	8
	0,02	3	6	9

Abbildung 12: Die farblich unterlegten Felder enthalten die Nummer der Versuchsgruppe; die farbliche Codierung wird zur besseren Übersicht beibehalten

Zur Befestigung in der Werkstückaufnahmevorrichtung der CNC-Maschine wurden die Zirkondioxid-Scheiben auf eine rechteckige Keramik-Träger-Platte (50 mm x 100 mm x 11 mm), wie in Abbildung 13 ersichtlich, mittels Kolophonium aufgeklebt, nachdem diese bis zur Schmelztemperatur des Kolophoniums (ca. 120°C) auf einer Heizplatte erhitzt wurden.

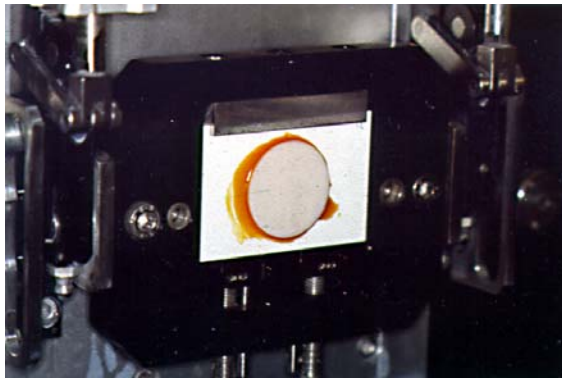


Abbildung 13: Zirkondioxid - Rohling in der Aufnahmevorrichtung der CNC-Maschine



Abbildung 14: Zirkondioxid-Probekörper, bearbeitet und getrennt

Nach der Bearbeitung durch Seitenplanschleifen / Verfahrensvariante Pendelschleifen wurden die Zirkondioxid-Scheiben mit Bio-Alkohol (94 %Vol. Brennspritus, Phönix, Balve) gereinigt und die Rauigkeit bestimmt.

Auf gleiche Weise, wie oben beschrieben, wurden die Zirkondioxid-Scheiben von den rechteckigen Keramik-Träger-Platten entfernt und wiederum mit Kolophonium auf eine größere Keramik-Träger-Platte aufgeklebt. Auf dieser wurden die Scheiben durch Trennschleifen mit einer Trennscheibe (ALKU, D 91, Dicke 1,4 mm,  $r = 150$  mm, 1A1R-3001, 2-5-D126-C75-138AG) bei einer Drehzahl  $n_s = 2000 \text{ min}^{-1}$ , einem Schleifvorschub  $v_w = 20.000 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  und einer Schnitttiefe  $a_p = 0,004 \text{ mm}$  in Bearbeitungsrichtung auf eine Breite von 2,5 mm getrennt. Die Kanten der entstandenen Probekörper wurden mit Naßschleifpapier der Körnung 320 gebrochen [12].

Da so aus jeder Zirkondioxid-Keramik-Scheibe sechs Prüfkörper gewonnen wurden, standen jeweils 24 Prüfkörper pro Versuchsgruppe für den 4-PBT zur Verfügung.

Die abgetrennten, nicht als Probekörper für den 4-PBT zu verwendenden Randbereiche der scheibenförmigen Zirkondioxid-Platten eigneten sich zur Bestimmung der Vickershärte und des  $K_{Ic}$ -Wertes.

#### 4.2.4.1 Referenz - Zirkondioxid-Prüfkörper

Als Referenzkörper wurden geläppte Zirkondioxid-Prüfkörper oben genannter Zusammensetzung verwendet. Das Läppen erfolgte mit einer Einscheiben-Planläppmaschine (Typ Wentzky K3R050-Gr-Pl, Wolters Läpp- und Poliertechnik, Leinfelden-Echterdingen) bei einer Drehzahl von  $40 \text{ min}^{-1}$  und einem Anpressdruck von 3 bar mit einer Diamant-Läppsuspension D15. Die Proben wurden nacheinander auf beiden Seiten auf eine Höhe von 2 mm geläppt.

Das Trennen aller Zirkondioxid-Prüfkörper erfolgte wie oben beschrieben mit einer Diamant-Trennscheibe in Bronzebindung auf eine Breite von 2,5 mm.

Als Referenzproben für die Berechnung der  $k_{Ic}$ -Werte wurden zusätzlich gehippte und geläppte Prüfkörper (halbierte Hüftgelenksgugeln) identischer Zusammensetzung verwendet.

#### 4.3 Herstellung der Prüfkörper für die fraktographische Oberflächenanalyse / halbierte Zirkondioxid-Zylinder

Zur Beurteilung der Schleifschäden an der Oberflächenrandzone wurden drei halbierte Zirkondioxid-Zylinder (Metoxit, Thayngen, Schweiz) mit einem Durchmesser und einer Höhe von jeweils 15 mm verwendet (Abbildung 15).

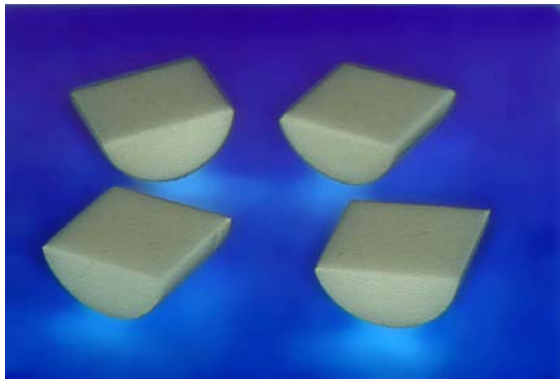


Abbildung 15: unbearbeitete, halbierte Zirkondioxidzylinder mit polierter Schnittfläche

Die zwei Hälften der Zylinder wurden an den Kanten der polierten Schnittflächen angefast, ihre polierten Innenflächen aneinander gepreßt (versprengt) und zur Befestigung in der Werkstückaufnahmevorrichtung des Precident-DCS-Systems<sup>®</sup> in einer Ummantelung aus Kalteinbettmittel (TrioFix-2, Struers, Rødovre, Dänemark) eingebettet. Sie wurden an beiden Stirnflächen mit dem gleichen Diamantschleifer und den gleichen Parametern wie die Zirkondioxid-Scheiben, 90° entgegen der sichtbaren Kante ihrer Trennfläche, bearbeitet.

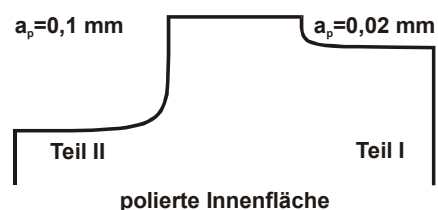


Abbildung 16: stirnseitige Bearbeitung der Zylinder; Blick auf die polierte Innenfläche nach der Bearbeitung



Damit am Ende der Oberflächenbearbeitung ein ca. 2 mm breiter Steg im Winkel von 90° zur polierten aufgeschnittenen Innenfläche verblieb (Abbildung 16), wurde wie folgt vorgegangen: im ersten Arbeitsschritt wurden 0,3 mm der gesamten Oberfläche mit einem Schleifvorschub  $v_w = 100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  und einer Schnitttiefe  $a_p = 0,1 \text{ mm}$  abgetragen. Im zweiten Arbeitsschritt wurden 0,06 mm mit einer Schnitttiefe  $a_p = 0,02 \text{ mm}$  vom Teil I der Oberfläche abgetragen. Nach einer Drehung des Werkstückes in der Werkstückaufnahmevorrichtung um 180° (um die z-Achse) wurden 0,3 mm mit einer Schnitttiefe  $a_p = 0,1 \text{ mm}$  vom Teil II der Oberfläche abgetragen.

Der gesamte Bearbeitungsablauf wurde mit variiertem Schleifvorschub an insgesamt sechs Stirnflächen durchgeführt, so dass jeweils zwei Stirnflächen mit einem Schleifvorschub  $v_w = 100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ ,  $v_w = 75 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  und  $v_w = 50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  zur Verfügung standen.

Die Zylinder wurden mit einer Hartgipsschneidezange ausgebettet und mit Bio-Alkohol gereinigt, bevor im REM am Übergang vom Steg zur mit beiden Arbeitsschritten bearbeiteten Oberfläche, die bearbeitungsbedingte Randzonenschädigung ausgemessen und auf das Vorhandensein von Mikrorissen überprüft wurde.

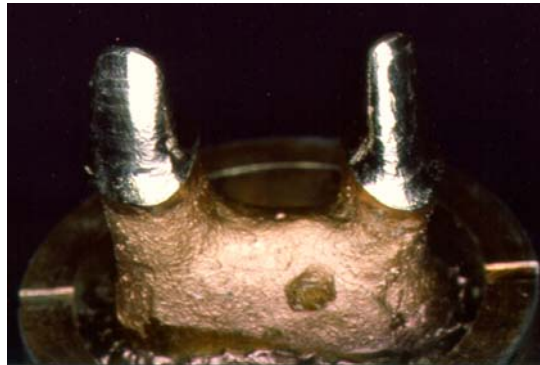
#### **4.4 Herstellung der VITA CELAY® ALUMINA – Brückengerüste 11-13**

Zur Herstellung der VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste 11-13 (Vita Zahnfabrik Rauter, Bad Säckingen) war die Herstellung eines als Arbeitsgrundlage für alle weiteren Schritte dienenden Prüfmodells aus Nichtedelmetall (NEM) erforderlich.

##### **4.4.1 Herstellung des NEM-Prüfmodells für die Brückengerüste 11-13**

Zur Herstellung des in Abbildung 17 sichtbaren Prüfmodells wurden die Zähne 11 und 13 eines KaVo®-Modells (KaVo Schnappzähne, KaVo-EWL) nach den allgemeinen Richtlinien der Kronenpräparation mit einer ausgeprägten Hohlkehle präpariert. Der Zahnkranz des Modells wurde mit Impregum® Penta (ESPE, Seefeld) abgeformt und der Teil der Abformung von 11 nach 13 mit Modellierwachs (THOWAX Modellierwachs Bordeauxrot, YETI Dentalprodukte, Engen) aufgefüllt. Der entstandene Wachsrohling wurde in NEM überführt und mit einer Hartmetallfräse vom Gußkanal und von Gußperlen befreit. Das NEM-Prüfmodell diente direkt als Grundlage der mechanischen Digitalisierung. Die optische Digitalisierung erfolgte nach dem zusätzlich notwendigen Schritt der Gipsmodellherstellung.

Auf dem NEM-Prüfmodell wurden alle geschliffenen Brückengerüste aufgepaßt und deren Randspalt im REM vermessen.



*Abbildung 17: NEM-Prüfmodell*

#### **4.4.2 CAD/CAM-Fertigung der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA - Brückengerüste**

Von den insgesamt 19 Brückengerüsten aus VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA wurden 10 nach einmaliger mechanischer Digitalisierung des NEM-Prüfmodells mit dem Precident-DCS-System<sup>®</sup> hergestellt. Weitere 9 wurden nach einmaliger optischer Digitalisierung eines Gipsmodells des NEM-Prüfmodells mit einer experimentellen Software für die Bearbeitungseinheit des Precident-DCS-Systems<sup>®</sup> hergestellt.

Die Materialstärke der Brückengerüste betrug zirkulär 0,5 mm, inzisal und im Bereich der Präparationsgrenze 1 mm. Die Breite der Verbinder zum Zwischenglied betrug bei den mechanisch digitalisierten Gerüsten ca. 4 mm x 3 mm, bei den optisch digitalisierten ca. 6 mm x 2 mm.

##### **4.4.2.1 VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste / mechanische Digitalisierung**

Als erstes erfolgten die mechanische Digitalisierung und die Konstruktion des Brückengerüstes mit Hilfe der DENTform-Software<sup>®</sup>, wie im Kapitel 3.1.1 ausführlich beschrieben.

Mit folgenden individuell einstellbaren Parametern der DCS-Software® wurde bei den mechanisch digitalisierten Brücken gearbeitet:

- Zementspaltbreite: = 0,00 mm
- Zementpalterweiterungsmaß: = 0,00 mm
- Zementpalterweiterungshöhe: = 2,85 mm
- Wandstärke: = 0,80 mm
- Extraausdehnung Ausschneiden: = 0,20 mm
- Verdichtungsmaß: = 0,20 mm
- obere Höhe: = 7,97 mm
- untere Höhe: = 6,73 mm
- Winkel 1: = 0°

Die Brückengerüste wurden mit Hilfe des DCS-Bearbeitungsprogrammes zur Herstellung von Brücken aus einem 60 mm x 35 mm x 15 mm VITA CELAY® ALUMINA - Rohling geschliffen. Jeder Rohling wurde mit KALLOCRYL CPGM rot® in eine Titanplatte eingebettet, mit welcher er in die Werkstückaufnahmevorrichtung des Precident-DCS-Systems® eingespannt wurde.

Folgende Bearbeitungsschritte fanden mit den entsprechenden Schleifern (Abbildung 18) statt:

- (Ø rundes Arbeitsende; Bearbeitungsmodus; Seite)
- 3 mm Fräser; grob; Innen
- 2 mm Fräser; fein; Innen
- 3 mm Fräser; grob; Außen
- 2 mm Fräser; fein; Außen
- 3 mm Fräser; Ausschneiden; Innen und Außen

Bei jeder der 10 mechanisch digitalisierten Brückengerüste wurde der letzte Arbeitsschritt des Bearbeitungsprogrammes "3 mm Fräser Ausschneiden Innen und Außen" nach 6 min abgebrochen. Das hatte zur Folge, dass die Brückengerüste noch an mehreren Stellen Kontakt zum überschüssigen Anteil des Rohlings hatten (Abbildung 19). Dadurch wurde vermieden, dass die Brückengerüste unkontrolliert aus dem Rohling herausbrachen.



Abbildung 18: Schleifer des Precident-DCS-Systems® von oben: Ø 2 mm rund; 3 mm rund; 3 mm flach; 5,4 mm rund

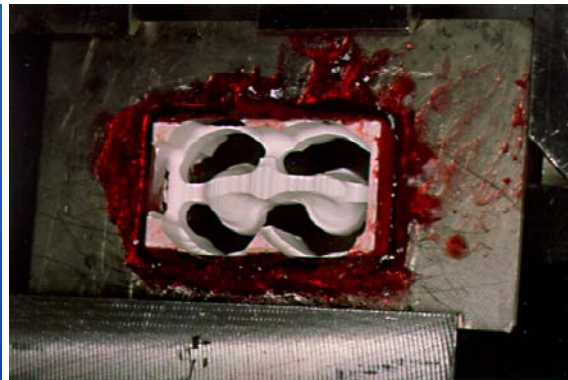


Abbildung 19: Bearbeitetes Brückengerüst in der Aufnahmevorrichtung des Precident-DCS-Systems®

Anschließend wurden sie vorsichtig mit einer Trennscheibe in einem Technikhandstück bei einer Drehzahl von  $20\,000\text{ min}^{-1}$  vollständig herausgetrennt. Vier der zehn Brückengerüste wurden im uninfilierten (trockenen) Zustand vollständig auf das NEM-Prüfmodell aufgepaßt. Dies geschah mit BLUE MARKER® (YETI Dentalprodukte, Engen) und verschiedenförmigen, normalkörnigen Sinterdiamanten für das Technikhandstück (kugelförmig, walzenförmig), welche auch bei allen folgenden Arbeitsschritten verwendet wurden. Die vier Brückengerüste wurden auch im weiteren Verlauf ohne Glasinfiltration untersucht. Die anderen sechs Gerüste wurden im trockenen Zustand nur grob aufgepaßt. Das abschließende Aufpassen erfolgte nach der Glasinfiltration.

#### 4.4.2.2 VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste / optische Digitalisierung

Von dem NEM-Prüfmodell wurde ein Duplikatmodell aus Superhartgips (esthetic rock, dentona GmbH, Wipperführt) hergestellt, da metallische Oberflächen nicht direkt mit dem Optischen Drei Koordinaten Meßsystem (ODKM 97, IVB GmbH, Jena; Entwicklung des IOF Jena) (Abbildung 20) zu vermessen sind.



Abbildung 20: ODKM 97, IVB GmbH, Jena; Entwicklung des IOF Jena; mit prismenförmigen Kalibrierkörper (ohne Gehäuse)

Die Abformung für das Duplikatmodell wurde mit einem Impregum® Penta bestückten Rim-Lock-Löffel® durchgeführt. Die Abformung wurde acht Minuten nach Anmischbeginn vom NEM-Prüfmodell entfernt und nach vier Stunden mit Superhartgips ausgegossen.

Der optische Digitalisiervorgang mit dem ODKM:

- 10 min Aufwärmphase (der Lampe) auf Betriebstemperatur
- Initialisierung der Drehtische (kleiner und großer Drehtisch - Ermittlung der 0-Positionen)
- Kalibrierung mit Kalibrierkörper I (prismenförmig (Abbildung 20)) und Kalibrierkörper II (scheibenförmig)
- Befestigung des zu digitalisierenden Gipsmodells auf dem Objektisch, welcher einen Neigungswinkel von 30° aufwies
- Einstellung der farbcodierten rot-grün-Helligkeitsmarkierung von Hand

- Digitalisierung mit dem 7x8-Meßplan
- Entfernung aller Punkte unterhalb der Präparationsgrenze mit dem ARGUS-Programm (Visualisierungs- und Bearbeitungssoftware, Version 2.2 1996-98, IOF Hint EL Bridge 3.0), wobei folgende Parameter gewählt wurden:

Ausreißertest:	Toleranz:	= 180
	Mindestgröße der Inseln:	= 100
	Schrittweite der Startpunkte:	= 4
Interpolationsrhythmus:	Toleranz:	= 400
	Raster:	= 1
Ebenenfit:	Toleranz:	= 800
	Raster:	= 1>1

- ASCII-Export
- Einspeisung der ASCII-Daten in das experimentelle Konstruktionsprogramm des President-DCS-Systems® (Abbildung 21)

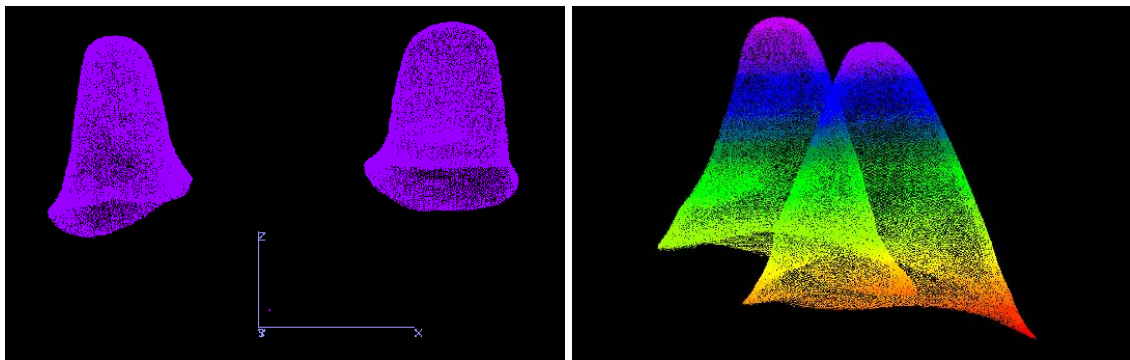


Abbildung 21: Punktwolken der digitalisierten Stümpfe

Bei der Herstellung der Brückengerüste nach optischer Digitalisierung wurden folgende Hauptparameter der DCS-Software® verwendet:

- Basic thickness of the wall: = 500
- Clearance: = 0
- Difference between grid and tooth: = 0
- Difference between PL and tooth: = 0
- Height for over clearance: = 800
- Over clearance: = 100
- Min distance to fix pressure points: = 1600

Die Bearbeitung erfolgte schrittweise mit Hilfe der DCS-Software®. Es wurde mit polykristallinen Diamant – Fräsern (PKD-Fräser, Lach Diamant) gearbeitet (Abbildung 22). Sie wurden von Hand gewechselt.

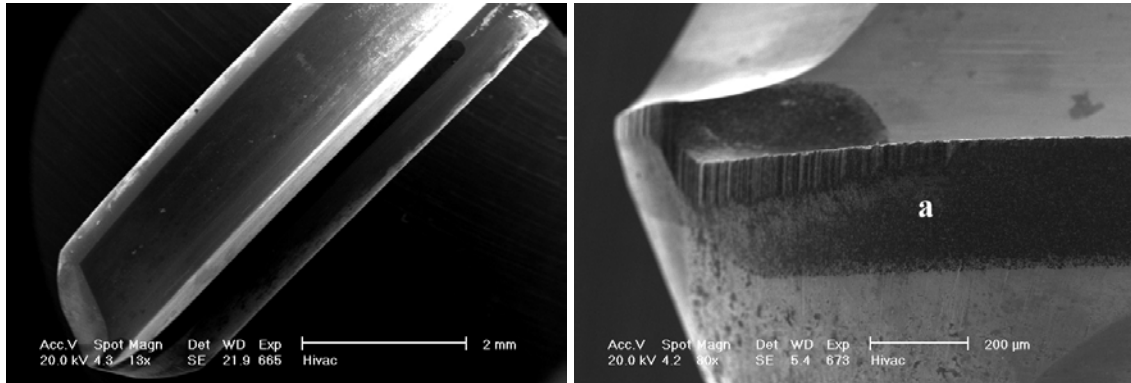


Abbildung 22: PKD - Fräser Ø 2 mm; rechts Übersichtaufnahme der Spitze mit Diamantschneide (a)

Folgende Einzelschritte waren erforderlich, wobei die durchmesserspezifischen Spindelgeschwindigkeiten und Schnitttiefen der Tabelle 3 zu entnehmen sind.

Es wurde mit der Bearbeitung der Innenseite begonnen:

- (Bearbeitungsmodus; Ø Arbeitsende)
- Bulk material removal inside; 3 mm
- Rough cutting inside; 3 mm
- Rough cutting inside; 2 mm
- Fine cutting inside; 1,5 mm

Wenden der Werkstückaufnahmevorrichtung und Bearbeitung der Außenseite:

- Bulk material removal outside; 3 mm
- Rough cutting outside; 3 mm

Tabelle 3: Durchmesserspezifische Spindelgeschwindigkeiten und zugehörige Schnitttiefen

Ø [mm]	$n_s$ [U/min]	$a_p$ [mm]
3	18.000	0,5
2	30.000	0,3
1	50.000	0,1

Ø = Durchmesser des Arbeitsendes der PKD-Fräser;  $n_s$  = Spindelgeschwindigkeit;  $a_p$  = Schnitttiefe  
Vorschub = 0,01 mm/Höhenlinie (bzw. Ebene die jeweils abgetragen wird)

Die fertig bearbeiteten Brückengerüste wurden aus der Aufnahmevorrichtung entfernt und mit Hilfe des Technikhandstückes und verschiedenförmiger Diamantschleifer auf das NEM-Prüfmodell aufgepaßt, wobei hier lediglich die herstellungsbedingte Überdimensionierung des Kronenrandes korrigiert werden mußte (Abbildung 23).



*Abbildung 23: VITA CELAY® ALUMINA-Brückengerüst nach dem Aufpaßvorgang (hier auf einem Epoxidharzmodell dargestellt)*



### 4.4.3 Glasinfiltration der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste

#### 4.4.3.1 Glasinfiltration mittels Platinfolie im Vakumat und Incermat<sup>®</sup> nach vorangegangener mechanischer Digitalisierung

Die Menge des zur Infiltration notwendigen Glaspulvers (In-Ceram<sup>®</sup> ALUMINA GLASS POWDER) entsprach 75 % des Wachsgewichtes des Brückengerüsts. Das gesamte Glaspulver wurde mit Aqua dest. dünnflüssig angemischt und auf das Kronengerüst aufgetragen, wobei die Basalfläche des Zwischengliedes nicht abgedeckt wurde, damit Luft entweichen konnte (Abbildung 24). Das mit Glaspulver bedeckte Gerüst wurde auf eine 0,1 mm dicke Platinfolie (Pt / Au 95 / 5, Heraeus) gelegt, im Vacumat getrocknet [8] und im Incermat<sup>®</sup> nach Herstellerangaben infiltriert [8] (Abbildung 25).



*Abbildung 24: Mit Glaspulver beschichtetes Brückengerüst auf Platinfolie*



*Abbildung 25: Brückengerüst nach dem Infiltrationsbrand auf Platinfolie*

Größere Glasüberschüsse wurden mittels Technikhandstück und diamantierten Schleifern abgetragen. Die restlichen Glasüberschüsse wurden im Sandstrahlgerät mit Korund (50 µm) bei 6 bar Druck abgestrahlt

Anschließend erfolgte der Glaskontrollbrand [8]. Ausgetretenes Glas wurde nochmals mit Korund (50 µm) bei 6 bar Druck abgestrahlt.

#### 4.4.3.2 Glasinfiltration mittels Platinbrennstiften im AUSTROMAT 3001 nach vorangegangener optischer Digitalisierung

Auch bei dieser Methode betrug die Menge des zur Infiltration notwendigen Glaspulvers 75 % des Wachsgewichtes des Brückengerüstes. Zur vollständigen Glasinfiltration waren mindestens zwei Infiltrationsbrände mit jeweils 50 % des Glaspulvers erforderlich. Die Brücke wurde mittels zweier Platinbrennstifte auf einen Wabenbrennträger gesetzt (die Platinstifte dürfen den Präparationsrand nicht berühren), das Glaspulver mit Aqua dest. dünnflüssig angemischt und mit einem Pinsel 1 – 2 mm deckend auf die Gerüstaußenseite aufgetragen (Gerüstrand und Inzisalkante des Zwischengliedes müssen frei bleiben) (Abbildung 26).

Die Infiltrationsbrände erfolgten im AUSTROMAT<sup>®</sup> (DEKEMA) [8].



Abbildung 26: Mit Glaspulver beschichtetes Brückengerüst auf einem Wabenbrennträger

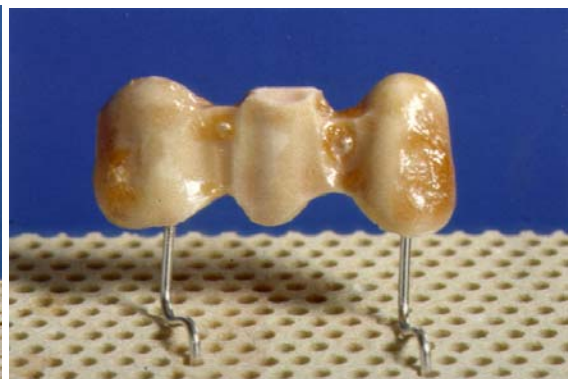


Abbildung 27: Brückengerüst nach vollständigem Infiltrationsbrand auf einem Wabenbrennträger

Bei noch sichtbar unvollständiger Infiltration nach dem zweiten Brand wurde, um eine durchgehende Glasinfiltration (Abbildung 27) zu erreichen, ein weiterer Infiltrationsbrand durchgeführt. Nach den Infiltrationsbränden wurden grobe Glasüberschüsse mit Diamantschleifern entfernt. Noch verbliebenes Glas wurde im Sandstrahlgerät mit Korund (50µm) bei 6 bar Druck abgestrahlt.

Es folgte der Glaskontrollbrand [8]. Ausgetretenes Glas wurde wiederholt abgestrahlt.

Die fertigen VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste beider Herstellungsverfahren unterscheiden sich äußerlich nicht und sind in der Abbildung 28, 29 und 30 dargestellt.

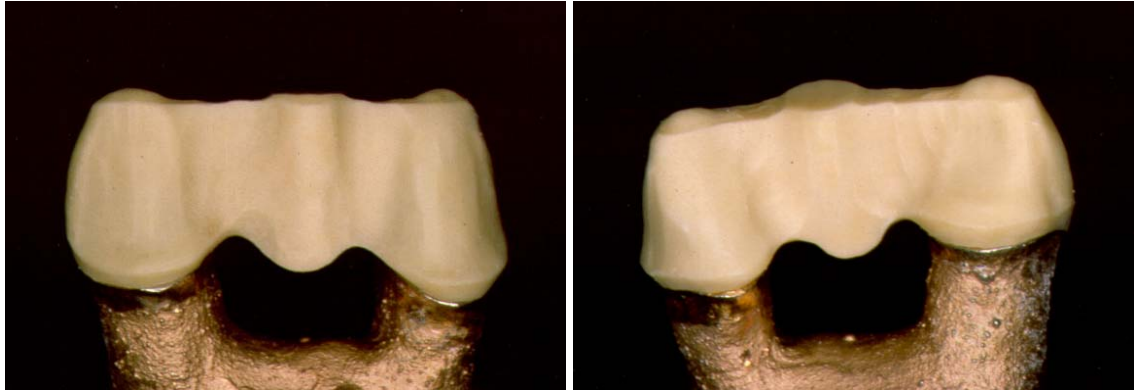


Abbildung 28: Fertiges VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüst von vestibulär  
Abbildung 29: von palatinal



Abbildung 30: von unten

## 4.5 Werkstoffprüfungen

### 4.5.1 Vier-Punkt-Biege-Test

Die Prüfkörper wurden während des 4-PBT's mit der bearbeiteten Oberfläche auf der Zugseite positioniert. Der Versuchsaufbau entsprach dem Schema der Funktion einer Vier-Punkt-Biegevorrichtung gemäß DIN 843-1 [12] (Abbildung 31 - 33).

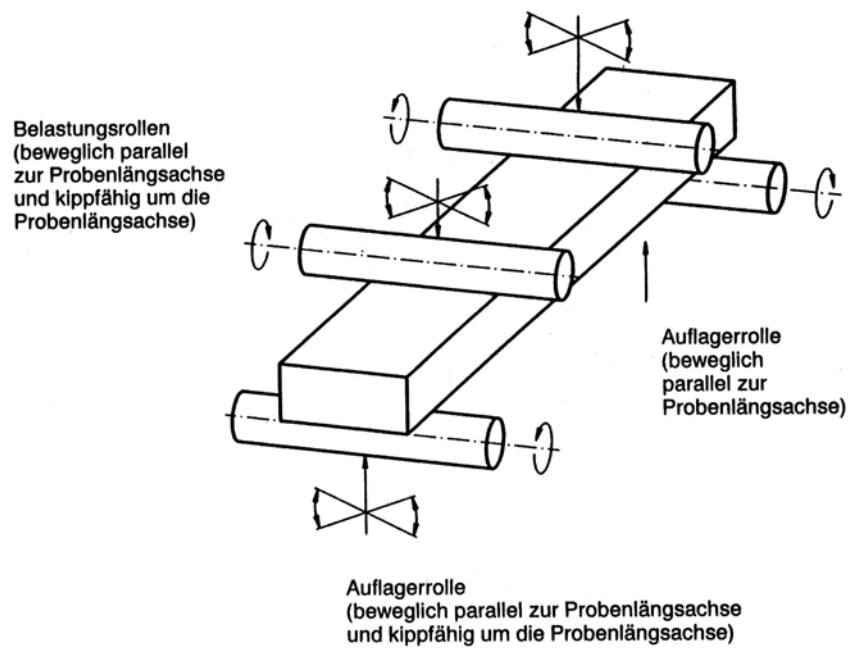


Abbildung 31: 4-PBT gemäß DIN 843-1 [12]

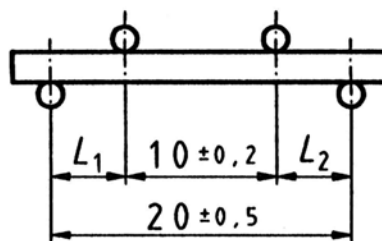


Abbildung 32. Auflage- und Lastrollenabstand [mm] gemäß DIN 843-1 [12]

Versuchsanordnung: Universalprüfmaschine (Zwick-1435, Zwick, Ulm)

PC-Software	= Z 700
Auflagerollenabstand	= 20 mm
Lastrollenabstand	= 10 mm
Vorschubgeschwindigkeit der Traverse	= 1 mm

Parameter:	Vorkraft $F_v$	= 1 N
	Beginn E-Modul 1	= 0,4453 %
	Ende E-Modul 1	= 0,9566 %
	Bezugswertvorgabe	= 0 %
	Stützweite $e_v$	= 20 mm
	Geschwindigkeit E-Modul	= 1 mm*min <sup>-1</sup>
	Prüfgeschwindigkeit	= 1 mm*min <sup>-1</sup>

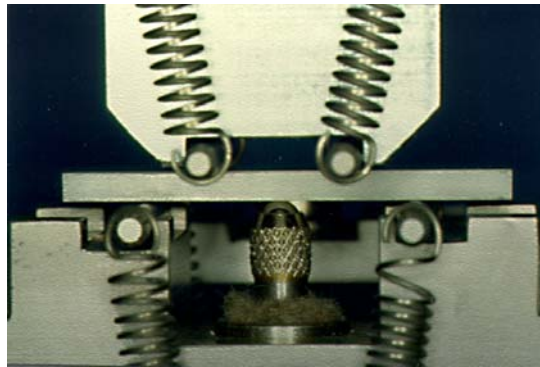


Abbildung 33: 4-PBT - Versuchsanordnung in der Zwick-1435 Universalprüfmaschine

Die vom PC - Programm der Zwick-1435 Universalprüfmaschine errechneten Biegefestigkeiten bezogen sich auf die Idealdimensionen der Prüfkörper von 2,5 x 2 mm. Da dies zu einer Verfälschung unserer Ergebnisse geführt hätte, wurde jeder Probekörper in Höhe x Breite vermessen. Die Meßwerte wurden in die folgende Formel eingesetzt:

$$\sigma_{\text{real}} = 3 * F_B * d / (b * h^2) \quad [12]$$

$\sigma_{\text{real}}$	= Biegefestigkeit real [MPa] (äquivalent zu MN/mm <sup>2</sup> )
$F_B$	= Bruchkraft [N]
d	= Abstand zwischen den Mittelpunkten der Auflagerollen [mm] = 10
b	= Probenbreite [mm]
h	= Probenhöhe [mm]

Bei allen nachfolgenden Biegefestigkeitswerten handelt es sich um die reale Biegefestigkeit.

#### 4.5.2 Vickershärte $HV$ und $K_{Ic}$ -Wert

Als **IPS Empress<sup>®</sup>**- Prüfkörper wurden fünf polierte Probekörper der Abmessung 2 mm x 2,5 mm x 25 mm verwendet.

Als **IPS Empress 2<sup>®</sup>**- Prüfkörper wurden 4 Probekörper oben genannter Abmessung verwendet. Probekörper 1 wurde trocken geprüft. Probekörper 2 wurde ebenfalls trocken geprüft und zusätzlich poliert. Bei den Probekörpern 3 und 4 wurden die Eindrücke nach zweimaligem Glasurbrand gesetzt.

Als **Vita CELAY ALUMINA<sup>®</sup>**-Prüfkörper wurden glasinfiltrierte und polierte Probekörper oben genannter Abmessung verwendet.

Vor der Härteprüfung erfolgte eine Reinigung aller Prüfkörper mit Bio-Alkohol.

In jeden Probekörper wurden mit dem Mikrohärteprüfer HMV 30 Vickerseindrücke gesetzt. Zur Erzeugung der Eindrücke (Abbildung 34) wurde ein Vickersindenter mit einer Last  $P$  von 20 N und einer Haltezeit von 10 s verwendet.

Als **Zirkondioxid**-Prüfkörper wurden die abgetrennten, nicht als Probekörper für den 4-PBT zu verwendenden Anteile der bearbeiteten Zirkondioxid-Scheiben genutzt. Von jeder bearbeiteten Zirkondioxid-Scheibe standen zwei Randstücke zur Verfügung, in welche 30 Vickerseindrücke mit dem Härteprüfer EMCO gesetzt und ausgewertet wurden.

Die Reinigung der Zirkondioxid-Keramik-Scheiben vor der Härteprüfung erfolgte mit Bio-Alkohol. Zur Erzeugung der Eindrücke, wie in Abbildung 34 schematisch dargestellt, wurde ein Vickersindenter mit einer Last  $P$  von 300 N und einer Haltezeit von 90 s verwendet.

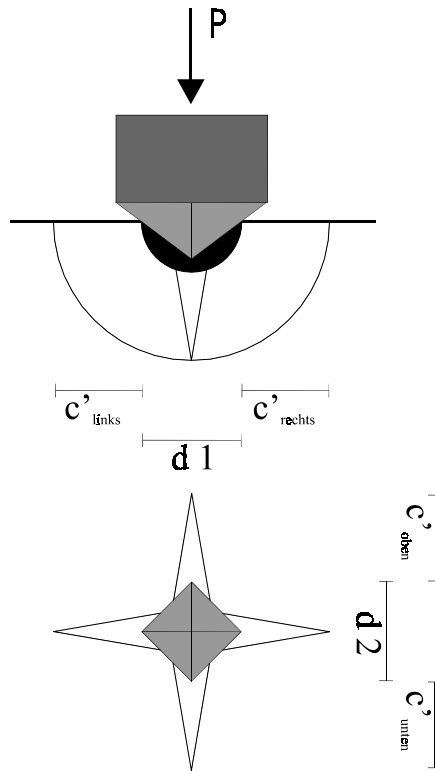


Abbildung 34: Schema des durch Vickers-Eindrücke erzeugten Bruchsystems, modifiziert nach Geis-Gerstorfer [21]

Bei jedem der 30 Einzeleindrücke wurden die Rißlängen  $c'_{\text{rechts}}$ ,  $c'_{\text{links}}$ ,  $c'_{\text{oben}}$  und  $c'_{\text{unten}}$ , sowie die Diagonalen  $d1$  und  $d2$  vermessen (Shimadzu-Mikroskop, 10-20 -fache Vergrößerung) und in die unten aufgeführten Gleichungen eingesetzt. Aus den 30 Vickershärten pro Probekörper wurde der Mittelwert gebildet, so dass für jede Probe eine Vickershärte zur Verfügung stand. Für jede initiale Rißlänge  $c'$  eines sichtbaren Eindruckmusters wurde ein  $k_{Ic}$ -Wert errechnet. Die vier  $k_{Ic}$ -Werte eines Eindruckmusters wurden gemittelt. Diese mittleren  $k_{Ic}$ -Werte aller auswertbaren Eindruckmuster je Probe (max. 30) wurden wiederum gemittelt, so dass auch hier ein  $k_{Ic}$ -Wert pro Probe zur Verfügung stand.

Die Vickershärte  $HV$  [GPa] wurde nach folgender Gleichung ermittelt:

$$HV = [1,854 * P * 0,102 / (((d1 + d2) / 2)^{1/2})] / (9,81 / 1000)$$

Der  $k_{Ic}$ -Wert [ $MPa \cdot m^{1/2}$ ] wurde mit Hilfe von drei verschiedenen Gleichungen ermittelt [9]:

**Gleichung a:**  $k_{Ic} = 0,022 * (E/HV)^{2/5} * P(c')^{-3/2}$

**Gleichung b:**  $k_{Ic} = 0,017 * (E/HV)^{1/2} * P(c')^{-3/2}$

**Gleichung c:**  $k_{Ic} = 0,01 * (E/HV)^{2/3} * P(c')^{-3/2}$

E	= E-Modul IPS Empress®	= 69,8 GPa	[90]
	= E-Modul IPS Empress 2®	= 95,0 GPa	[40]
	= E-Modul Vita CELAY ALUMINA ®	= 285,8 GPa	[90]
	= E-Modul Zirkondioxid	= 210,0 GPa	[55, 104]
HV	= Vickershärte [GPa]		
P	= Prüflast Zirkondioxid	= 300 N	[9]
	= Prüflast IPS Empress®, IPS Empress 2®, Vita CELAY ALUMINA ®	= 20 N	
c'	= initiale Rißlänge [mm]		
d	= Diagonale [mm]		

### 4.5.3 Rauigkeitsmessung

Die Messung der Rauigkeiten der Prüfkörper erfolgte nach Reinigung mit Bio-Alkohol mit dem Oberflächenmeßgerät Form-Talysurf (Frank Taylor Hobson).

Technische Daten:

- Taster: Diamantpyramide 90° Spitzenwinkel, ~ 2 µm Spitzenradius
- Tastkraft: 0,7...1 mN
- Auflösung: 10 nm
- Länge des Tastarmes: 60 mm
- Genauigkeit: 0,5 µm/ 120 mm

Einstellungen:

- Art der Messung: Rauigkeit
- Filter: phasenkorrekt nach DIN 4777
- Referenz: Gerade
- Grenzwellenlänge / Cut off: 0,80 mm (entspricht einer Meßstrecke von 4 mm)



Das Tastschnittgerät nutzte einen He-Ne-Laser mit einer Leistung von  $P = 2 \text{ mW}$ , um die oberflächenbedingte Auslenkung der Tastnadel optisch zu erfassen.

Es wurden pro Scheibe jeweils drei Messungen in Bearbeitungsrichtung (= längs =  $l_1, l_2, l_3$ ) und drei weitere  $90^\circ$  entgegen der Bearbeitungsrichtung (= quer =  $q_1, q_2, q_3$ ) vorgenommen, wobei die Werte  $R_a$  (arithmetischer Mittenrauhwert),  $R_z$  (gemittelte Rauhtiefe) und  $R_{tm}$  (maximale Rauhtiefe) zur Charakterisierung der Oberflächenrauigkeit herangezogen wurden.

#### **4.5.4 Fraktographische Oberflächenanalyse der bearbeiteten Zirkondioxid-Probekörper**

Zur fraktographischen Oberflächenanalyse wurden zwei Rasterelektronenmikroskope (Stereoscan 260, Cambridge Instruments, Cambridge, UK und Philips XS, Holland) verwendet.

Für die rasterelektronenmikroskopische Untersuchung wurden die Bruchstücke der Prüfkörper des 4-PBT's verwendet, nachdem sie mit Bio-Alkohol gereinigt wurden. Zur Herstellung der Leitfähigkeit im Rasterelektronenmikroskop wurden die Probekörper mit einer Goldschicht von 20 - 40 nm mit Hilfe eines Sputtergerätes (BAL-TEC, SCD 005 und Sputter Coater) versehen. Anschließend wurden sie mit einem leitfähigen Kit auf der Aufnahmevorrichtung des Elektronenmikroskopes, mit der bearbeiteten Oberflächen nach oben, befestigt. Zur Darstellung der variablen Oberflächenbeschaffenheiten, der mit verschiedenen Parametern bearbeiteten Zirkondioxid-Keramik-Scheiben, wurden jeweils drei Probekörper von jeder der vier Scheiben mit den gleichen Bearbeitungsparametern miteinander verglichen.

Zur Darstellung der typischen Oberflächenbeschaffenheit wurden Bilder in 30-facher, 100-facher, 300-facher, 1000-facher und 5000-facher Vergrößerung angefertigt. Demzufolge lag am Ende der Untersuchung für jede Zirkondioxid-Keramik-Scheibe mindestens ein typischer Oberflächenausschnitt in diesen Vergrößerungen vor. Alle Bilder wurden untereinander verglichen.

#### 4.5.5 Fraktographische Oberflächenanalyse – Untersuchung der Schädigungstiefe der halbierten Zirkondioxid-Zylinder

Die fraktographische Oberflächenanalyse der halbierten Zylinder erfolgte ebenfalls mit einem Rasterelektronenmikroskop (Philips XS). Die Zylinderhälften wurden mit Bio-Alkohol gereinigt und vor dem Besputtern (Sputter Coater) mit einer 20 - 40 nm dicken Goldschicht mit einem leitfähigen Kit so befestigt, dass die nach oben zeigende polierte Innenfläche parallel zur Unterlage ausgerichtet werden konnte. Dadurch konnte die Kante am Übergang von der polierten Innenfläche zur bearbeiteten Oberfläche genau im 90°-Winkel zur polierten Innenfläche beurteilt werden. Speziell der Übergangsbereich vom Steg zur bearbeiteten Oberfläche ( $a_p = 0,02$  mm und  $a_p = 0,1$  mm) war von Interesse, da dieser Bereich den Kronenrandbereich simuliert [55]. Der Kronenrandbereich wird in der Gebrauchsphase hoch belastet, weist aber die geringsten Dimensionierungen auf.

#### 4.5.6 Messung des vertikalen Randspaltes nach Holmes

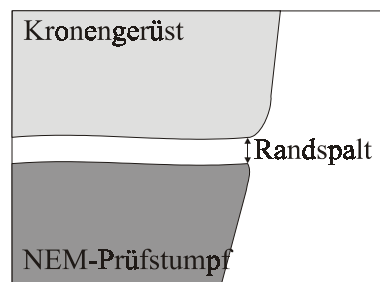


Abbildung 35: vertikaler, marginaler Randspalt nach Holmes [34]

Zur Messung des vertikalen marginalen Randspaltes nach Holmes [34] (Abbildung 35) wurde jedes der Vita CELAY ALUMINA® - Brückengerüste mit dünnfließendem Silikon auf dem NEM-Prüfmodell so befestigt, dass kein Silikon im Randspalt sichtbar war. Die Brückengerüste wurden nach dem Reinigen mit Bio-Alkohol und dem Besputtern (BAL-TEC, SCD 005) in die drehbare Aufnahmevorrichtung des Rasterelektronenmikroskopes (Stereoscan 260, Cambridge Instruments, Cambridge, UK) montiert. Anschließend mußten beide Stümpfe nacheinander mit dem Programm „POINT TO POINT“ bei ca. 300-facher Vergrößerung vermessen werden, wobei Zahnstumpf 11 der Krone 1 und Zahnstumpf 13 der Krone 2 entsprachen. Dabei wurde angestrebt, die vertikale marginale Randspalthöhe nach Holmes immer im 90°-Winkel zu messen, wobei pro Stumpf 100 Meßpunkte gefordert waren.

#### 4.5.7 Bruchfestigkeit der VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste im Druckversuch mit Drei-Punkt-Biege-Anordnung

Alle VITA CELAY® ALUMINA - Brückengerüste wurden auf dem NEM-Prüfmodell geprüft. Dazu wurde das NEM-Prüfmodell mittels KALLOCRYL CPGM rot® in einer Titanform fixiert, so dass ein sicherer Stand während des Druckversuches gewährleistet war. Die Brückengerüste wurden mit Zinkoxidphosphatzement (Harvard normalhärtend, Richter und Hoffmann, Berlin) vorschriftsgemäß auf das NEM-Prüfmodell zementiert. Nach einer Abbinde- und Aushärtungszeit von mindestens 48 Stunden bei Raumbedingungen wurde mit der Universalprüfmaschine TIRAtest 2720 (TIRA Maschinenbau, Rauenstein) mittels Druckversuch die Bruchkraft ermittelt. Der Versuchsaufbau entsprach einer Drei-Punkt-Biege-Anordnung, wobei das Zwischenglied keinen Kontakt zur Titan-KALLOCRYL-Form hatte (Abbildung 36). Zur gleichmäßigen Druckverteilung wurde eine 0,5 mm dicke Zinnfolie zwischen Druckfinne und Brückenzwischenglied gelegt. Als Bruchkraft wurde die Kraft definiert, welche zum ersten sichtbaren Riß führte.

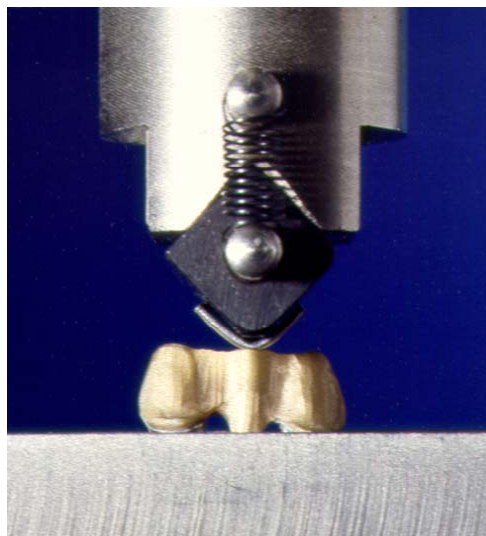


Abbildung 36: Universalprüfmaschine TIRAtest 2720; Versuchsaufbau des Druckversuches in Drei-Punkt-Biege-Anordnung

Versuchsaufbau:

- Stützweite der Pfeilerzähne = 14 mm
- Auflage der Druckfinne = in der Mitte des Zwischengliedes, Zinnfolie

## 5 Ergebnisse

### 5.1 Vier-Punkt-Biege-Test

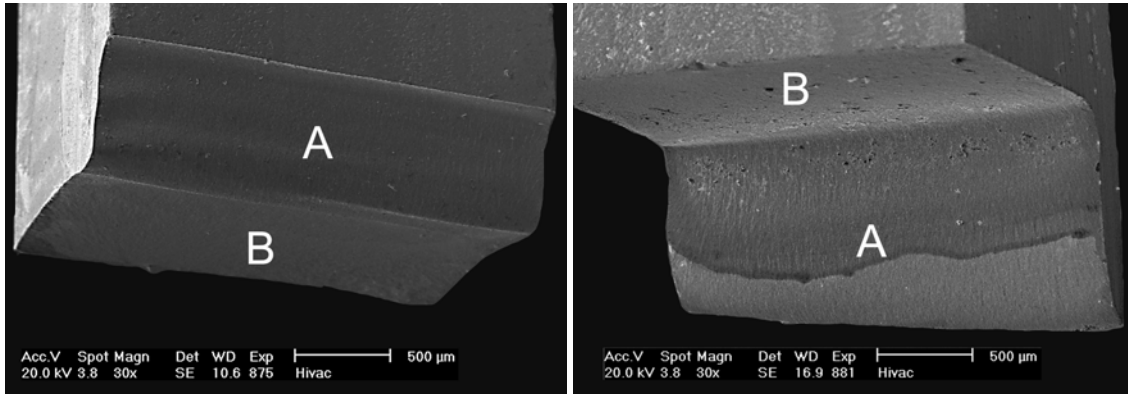


Abbildung 37: Dargestellt sind die beiden stufenförmigen Bruchstücke eines Prüfkörpers bei 30-facher Vergrößerung, korrespondierende Flächen sind mit gleichen Buchstaben gekennzeichnet

Beim 4-PBT war der Ursprung des zum Bruch führenden Risses, unabhängig vom Probenmaterial, immer an der Zugseite (Unterseite) des Prüfkörpers lokalisiert. Ausgehend von der unter Zugspannung stehenden Seite verliefen die Risse senkrecht durch die Probe, um kurz vor dem Durchbruch in einem Winkel von 45° umzuschlagen und die äußere Restfaser („compression lip“) sichtbar herauszuberechnen (Abbildung 37). Dieser stufenförmige Bruchverlauf war bei allen Probekörpern nachweisbar.

#### 5.1.1 IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup> und Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA

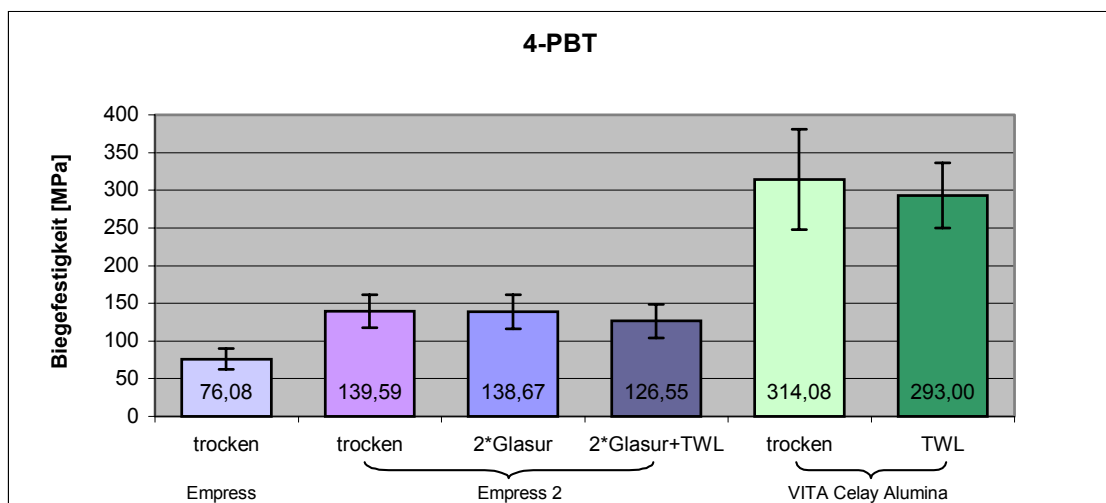


Abbildung 38: Mittelwerte und Standardabweichungen der Biegefestigkeiten von IPS Empress<sup>®</sup> (trocken), IPS Empress 2<sup>®</sup> (trocken; mit 2 fachem Glasurbrand [mit und ohne TWL]) und VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA (trocken; mit TWL)

Auf die in Abbildung 38 ersichtlichen Ergebnisse wird im Text näher eingegangen.

Der Mittelwert der Bruchfestigkeit der IPS Empress® Prüfkörper wurde mit  $76,08 \pm 13,58$  MPa errechnet, wobei das Minimum bei 52,07 MPa, das Maximum bei 100,36 MPa und der Median bei 75,02 MPa lagen.

Die unglasierten IPS Empress 2® Prüfkörper erzielten die höchsten Biegefestigkeiten mit einem Mittelwert von  $139,59 \pm 21,80$  MPa (Minimum 113,78 MPa, Maximum 195,30 MPa) und einem Median von 135,31 MPa. Ähnliche Werte konnten bei den glasierten Prüfkörpern ohne TWL gefunden werden. Der Mittelwert betrug hier  $138,67 \pm 22,61$  MPa (Minimum 93,14 MPa, Maximum 180,03 MPa) und der Median 141,98 MPa. Die Bruchfestigkeiten der IPS Empress 2® Prüfkörper mit TWL lagen mit einem Mittelwert von  $126,55 \pm 22,37$  MPa (Minimum 86,34 MPa, Maximum 173,67 MPa) und einem Median von 130,19 MPa deutlich unter den Werten der Prüfkörper ohne TWL.

Die Biegefestigkeit der IPS Empress 2® Prüfkörper war mit oder ohne TWL (trocken oder glasiert) fast doppelt so groß, wie die Biegefestigkeit der IPS Empress® Prüfkörper.

Zwischen den Biegefestigkeiten der drei IPS Empress 2® - Versuchsgruppen untereinander lagen nach ein-faktorieller Varianzanalyse mit anschließendem multiplem Mittelwertvergleich nach Šidak (SPSS für Windows, Version 9.0.1) bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$  keine signifikanten Unterschiede vor.

Bei den VITA CELAY® ALUMINA Probekörpern ohne TWL schwankten die Biegefestigkeiten zwischen 176,17 und 450,85 MPa, mit einem Medianwert von 324,75 MPa und einem Mittelwert von  $314,08 \pm 66,57$  MPa. Die mit TWL ermittelten Werte zeigten eine geringere Schwankung zwischen 228,78 und 426,19 MPa, bei einem Median von 282,41 MPa und einem Mittelwert von  $293,00 \pm 43,09$  MPa.

Mit Hilfe der ein-faktoriellen Varianzanalyse mit anschließendem multiplem Mittelwertvergleich nach Šidak (SPSS für Windows, Version 9.0.1) bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$  konnte kein signifikanter Unterschied zwischen den Versuchsgruppen mit oder ohne TWL nachgewiesen werden.

Beim Vergleich der ermittelten Biegefestigkeiten von IPS Empress®, IPS Empress 2® und Vita CELAY® ALUMINA untereinander lag nach ein-faktorieller Varianzanalyse mit anschließendem multiplem Mittelwertvergleich nach Šidak (SPSS für Windows,

Version 9.0.1) bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$  eine signifikant höhere Biegefestigkeiten der Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA - Keramik im Vergleich zu IPS Empress<sup>®</sup> und IPS Empress 2<sup>®</sup> vor.

### 5.1.2 Zirkondioxid

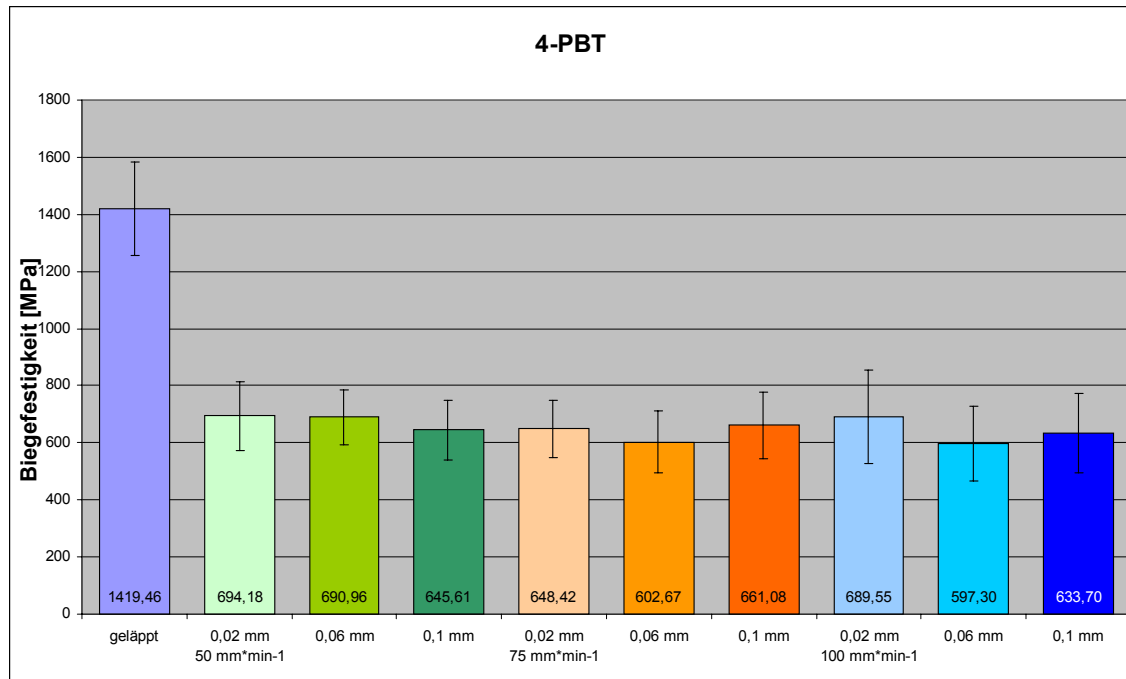


Abbildung 39: Mittelwerte und Standardabweichungen der Biegefestigkeiten der neun Versuchsgruppen; geläppte Probe als Referenz

Die in Abbildung 39 ersichtlichen Ergebnisse zeigten folgendes: Verglichen mit den unbearbeiteten Proben verringerte sich die Biegefestigkeit der bearbeiteten Proben etwa auf die Hälfte. Unter den bearbeiteten Proben wurden die beiden höchsten Mittelwerte bei langsamster Vorschubgeschwindigkeit von 50 mm\*min<sup>-1</sup> erzielt. Die Versuchsgruppe mit der höchsten Biegefestigkeit, 694,18 ± 120,98 MPa (Minimum 497,38 MPa, Maximum 986,30 MPa, Median 696,85 MPa), wurde mit der geringsten Schnittiefe von 0,02 mm bearbeitet, die mit der zweit höchsten Biegefestigkeit, 690,96 ± 95,84 MPa (Minimum 482,22 MPa, Maximum 857,33 MPa, Median 710,71 MPa) mit der mittleren Schnittiefe von 0,06 mm.

Bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 100 mm\*min<sup>-1</sup> konnten zwei der niedrigsten Mittelwerte, 633,70 ± 137,87 MPa (Minimum 431,91 MPa, Maximum 954,80 MPa, Median 591,19 MPa) bei höchster Schnittiefe und 597,30 ± 130,12 MPa (Minimum 390,04 MPa, Maximum 918,88 MPa, Median 608,33 MPa) bei mittleren Schnittiefe, gefunden werden.

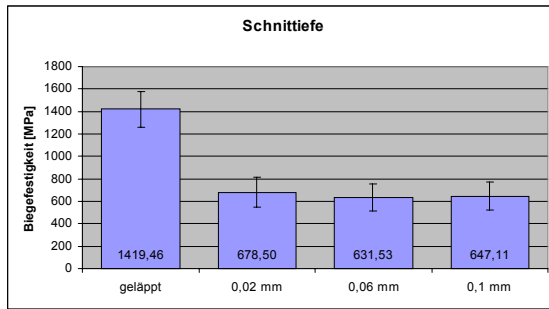


Abbildung 40: Mittelwerte der Biegefestigkeiten; geordnet nach Schnittiefe; im Vergleich zur geläpften Referenzgruppe

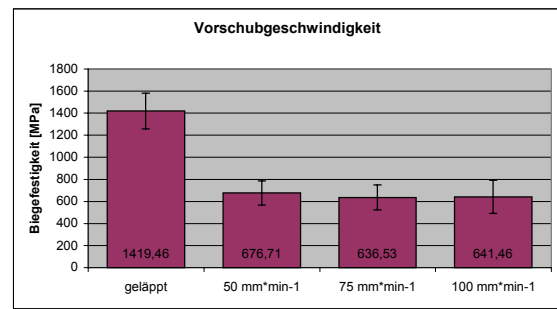


Abbildung 41: Mittelwerte der Biegefestigkeiten; geordnet nach Vorschubgeschwindigkeit; im Vergleich zur geläpften Referenzgruppe

Zur Ermittlung parameterabhängiger Biegefestigkeiten wurden alle Einzelmeßwerte in den drei Gruppen der Schnittiefe (Abbildung 40) und der Vorschubgeschwindigkeit (Abbildung 41) zusammengefaßt. Die höchsten Biegefestigkeiten fanden sich bei niedrigster Schnittiefe und langsamster Vorschubgeschwindigkeit. Die niedrigsten Biegefestigkeiten waren bei mittlerer Schnittiefe und mittlerer Vorschubgeschwindigkeit zu beobachten.

Die statistische Auswertung zur Untersuchung des Einflusses der Schnittiefe, der Vorschubgeschwindigkeit, der Schnittiefe mit der Vorschubgeschwindigkeit unter Berücksichtigung der Rauigkeiten auf die Biegefestigkeit der neun Versuchsgruppen erfolgte mit der univariaten Varianzanalyse (Test der Zwischensubjekteffekte) in SPSS für Windows, Version 9.0.1, bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$ . Bei der Schnittiefe unterschieden sich die Biegefestigkeiten der Gruppen mit der niedrigsten und der mittleren Schnittiefe signifikant ( $p = 0,013$ ) voneinander. Ein Trend zu einer höheren Festigkeit bei kleinerer Schnittiefe war nicht nachweisbar.

Schnittiefe und Vorschubgeschwindigkeit wurden als voneinander abhängige Faktoren in Bezug auf die Biegefestigkeit untersucht. Der synergistische Effekt war nahezu signifikant ( $p = 0,052$ ).

Die statistische Untersuchung aller ermittelten Biegefestigkeiten der einzelnen Zirkondioxid-Versuchsgruppen auf Signifikanz erfolgte mittels ein-faktorieller Varianzanalyse mit anschließendem multiplen Mittelwertvergleich nach Šidak (SPSS für Windows, Version 9.0.1) bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$ . Dabei wurde festgestellt, dass die Biegefestigkeit der geläpften Referenzgruppe signifikant höher war, als die aller Zirkondioxidversuchsgruppen. Die Biegefestigkeiten der einzelnen Versuchsgruppen unterschieden sich nicht signifikant voneinander.

## Weibullstatistik

Für jede der neun Versuchsgruppen wurde ein eigenes Weibulldiagramm (Abbildung 42) berechnet. Die statistischen Parameter sind in der Tabelle 4 aufgelistet.

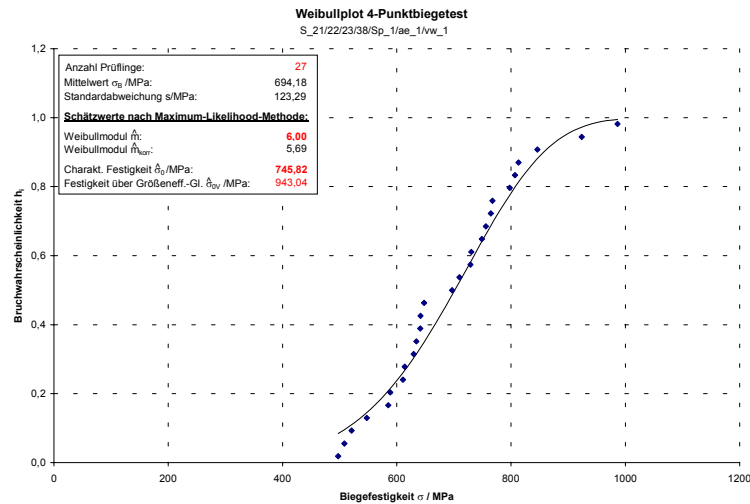


Abbildung 42: Festigkeitsverteilung in einem Weibulldiagramm (Bruchwahrscheinlichkeit als Funktion der Biegefestigkeit, lineare Darstellung) am Beispiel der Versuchsgruppe 9 ( $v_w = 50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ ,  $a_p = 0,02 \text{ mm}$ )

Tabelle 4: Weibullparameter korrigiertes Weibulmodul (charakteristisch für die Streuung der Meßwerte unter Berücksichtigung der Probenanzahl) und Weibullfestigkeiten (Zugspannungswert mit 63,21 % der Zirkondioxidproben)

$v_w$ [mm*min <sup>-1</sup> ]	$a_e$ [mm]	korrigiertes Weibulmodul $m_k$	Weibullfestigkeit $\sigma_{63,21\%}$ [MPa]
geläppt		9,43	1491,33
50	0,02	5,69	745,82
	0,06	8,13	731,73
	0,10	6,58	689,69
75	0,02	6,17	692,84
	0,06	5,78	648,72
	0,10	5,61	711,37
100	0,02	4,41	753,87
	0,06	4,47	650,50
	0,10	4,45	690,45

Das korrigierte Weibulmodul  $m_k$ , ein Maß für die Streuung der Meßwerte unter Berücksichtigung der Probenanzahl, betrug bei den geläppten Referenzwerten 9,43. Die korrigierten Weibulmoduli der bearbeiteten Zirkondioxidprobekörper betrugen 4,41 bis 8,13. Die Streuung der Moduli innerhalb der Werkstückvorschubgeschwindigkeiten nahm von der langsamsten zur schnellsten Vorschubgeschwindigkeit ab und war bei schnellster Vorschubgeschwindigkeit für alle Schnittiefen praktisch identisch.



Die Weibullfestigkeit  $\sigma_{63,21}$  % als statistischer, keramikspezifischer Kennwert, der als Zugspannungswert definiert ist, bei dem 63,21 % einer Charge versagen, war für die geläpften Referenzproben mit 1491,33 MPa am höchsten. Die Weibullfestigkeiten der bearbeiteten Zirkondioxidprobekörper lagen zwischen 648,72 und 753,87 MPa. Hier waren die Festigkeiten bei den mit der langsamsten Vorschubgeschwindigkeit gefertigten Versuchsgruppen am höchsten, gefolgt von den Versuchsgruppen mit der mittleren und der schnellsten Werkstückvorschubgeschwindigkeit.

#### Zusammenfassung der Statistik

Mit der univariaten Varianzanalyse zur Untersuchung des Einflusses der Schnittiefe, der Vorschubgeschwindigkeit, der Schnittiefe mit der Vorschubgeschwindigkeit unter Berücksichtigung der Rauigkeiten (Cofaktoren) auf die Biegefestigkeit der neun Versuchsgruppen (Test der Zwischensubjekteffekte) bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$ , hatte die Schnittiefe einen signifikanten ( $p = 0,013$ ) Effekt auf die Biegefestigkeit. Dieser signifikante Effekt konnte mit der zwei-faktoriellen (Schnittiefe und Vorschubgeschwindigkeit) Varianzanalyse ohne Berücksichtigung der Rauigkeit nicht nachgewiesen werden.

Beim Vergleich aller ermittelten Biegefestigkeiten von Zirkondioxid, IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup> und Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA untereinander, lagen nach ein-faktorieller Varianzanalyse mit anschließendem multiplen Mittelwertvergleich nach Šidak (SPSS für Windows, Version 9.0.1) bei einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$  folgende Ergebnisse vor:

- signifikant höhere Biegefestigkeit der Referenzgruppe der geläpften Zirkondioxid-Probekörper zu allen anderen Versuchsgruppen.
- signifikant höhere Biegefestigkeiten der Zirkondioxid-Versuchsgruppen im Vergleich zu IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup> und Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA.
- signifikant höhere Biegefestigkeiten der Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA -Keramik im Vergleich zu IPS Empress<sup>®</sup> und IPS Empress2<sup>®</sup>.
- keine signifikanten Unterschiede der Biegefestigkeiten zwischen den neun Zirkondioxid-Versuchsgruppen und keine signifikanten Unterschiede der Biegefestigkeiten zwischen IPS Empress<sup>®</sup> und IPS Empress 2<sup>®</sup>.
- keine signifikanten Unterschiede der Biegefestigkeiten innerhalb der verschiedenen IPS Empress<sup>®</sup> bzw. IPS Empress 2<sup>®</sup>-Versuchsgruppen.

## 5.2 Vickershärte $HV$ und $K_{Ic}$ -Wert

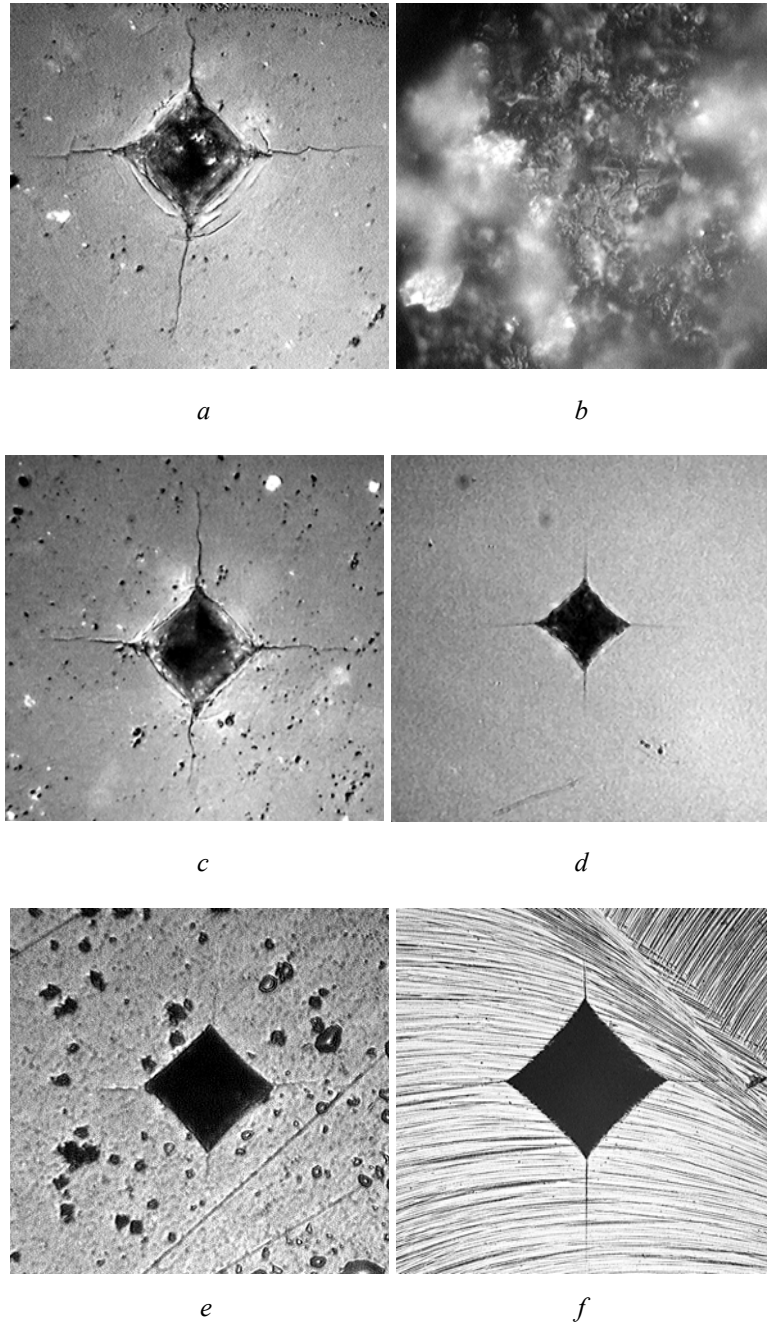


Abbildung 43: Eindruckmuster und Risse in verschiedenen Vergrößerungen zur Berechnung der  $HV$  und der  $K_{Ic}$ -Werte: polierte IPS Empress<sup>®</sup> Probe (a); drei verschiedener IPS Empress 2<sup>®</sup> Proben: unglasiert und unpoliert (b), unglasiert und poliert (c) und glasiert (d); polierte Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA (e) und bearbeitete Zirkondioxid-Probe (f)

### 5.2.1 IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup>, Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA

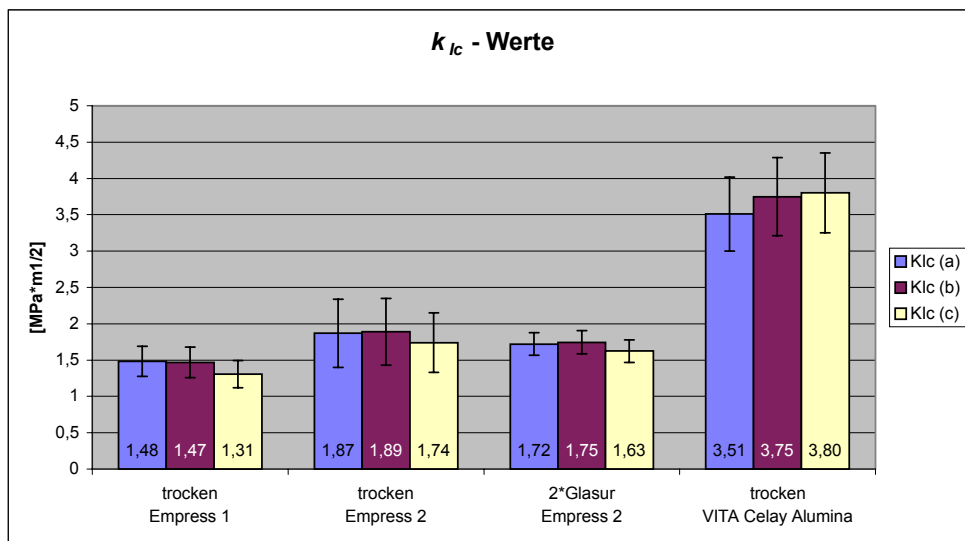


Abbildung 44: Mittelwerte und Standardabweichungen der  $k_{Ic}$ -Werte von IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup> und Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA nach den Gleichungen (a) bis (c) (siehe Kapitel 4.5.2)

Die  $k_{Ic}$ -Werte (Abbildung 44) von IPS Empress<sup>®</sup> variierten je nach verwendeter Gleichung von 1,31 bis 1,48 MPa\*m<sup>-1/2</sup>. Geringfügig höhere  $k_{Ic}$ -Werte wurden bei IPS Empress 2<sup>®</sup> gefunden. Hier dominierten die unglasierten Proben mit Werten von 1,74 bis 1,89 MPa\*m<sup>-1/2</sup>. Die glasierten Probekörper wiesen Werte von 1,63 bis 1,75 MPa\*m<sup>-1/2</sup> auf.

Die höchsten  $k_{Ic}$ -Werte von 3,51 bis 3,80 MPa\*m<sup>-1/2</sup> wurden jedoch bei den Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Proben errechnet.

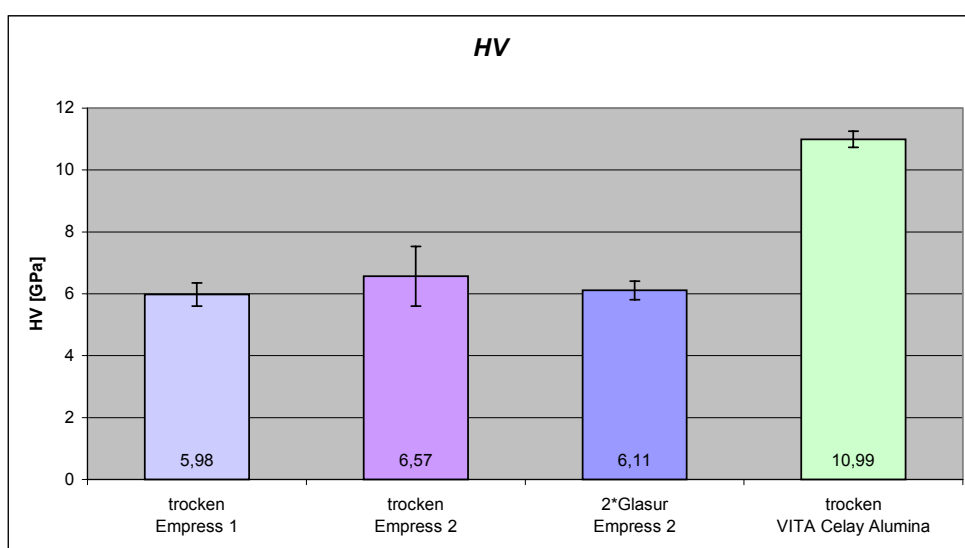


Abbildung 45: Mittelwerte und Standardabweichungen der Vickershärten (siehe Kapitel 4.5.2) von IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup> und Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA

Die Vickershärten (Abbildung 45) korrelierten mit den  $k_{Ic}$ -Werten. Die niedrigste  $HV$  wurde bei IPS Empress<sup>®</sup> mit 5,98 GPa gefunden werden. Die  $HV$  der IPS Empress 2<sup>®</sup> - Proben ist unmerklich höher. Für die unglasierten Proben wurden 6,57 GPa, für die glasierten nur 6,11 GPa ermittelt. Im Gegensatz dazu unterschied sich die  $HV$  von Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA mit fast dem doppelten Wert (10,99 GPa) erheblich von den Empress – Keramiken.

### 5.2.2 Zirkondioxid

Da die initialen Rißlängen  $c'$  nicht bei allen Proben sichtbar waren, war es nicht möglich, für jede Versuchsgruppe einen  $k_{Ic}$ -Wert zu ermitteln. In der Abbildung 46 sind alle Mittelwerte der auswertbaren  $k_{Ic}$ -Werte dargestellt.

Innerhalb der drei Gleichungen schwankten die Werte in jeder Versuchsgruppe gering. Auffällig war eine Zunahme der  $k_{Ic}$ -Werte von der langsamsten (4,36-4,76 MPa\*m<sup>-1/2</sup>) zur schnellsten Werkstückvorschubgeschwindigkeit (8,6-9,26 MPa\*m<sup>-1/2</sup>). Innerhalb der gleichen Werkstückvorschubgeschwindigkeit nahmen die  $k_{Ic}$ -Werte von der niedrigsten zur höchsten Schnittiefe zu. Der kleinste  $k_{Ic}$ -Wert wurde bei den geläpften ungehippten Referenzproben errechnet.

Beim Vergleich der gehippten und ungehippten geläpften Referenzproben untereinander war eine Zunahme des  $k_{Ic}$ -Wertes von rund 40 % durch das Hippen erkennbar.

Die Vickershärten aller Versuchsgruppen (Abbildung 47) schwankten unabhängig von deren Bearbeitungsparametern zwischen 12,79 GPa und 13,32 GPa. Die Werte der geläpften Referenzproben lagen bei 12,90 GPa für die ungehippten und bei 12,73 GPa für die gehippten Proben.

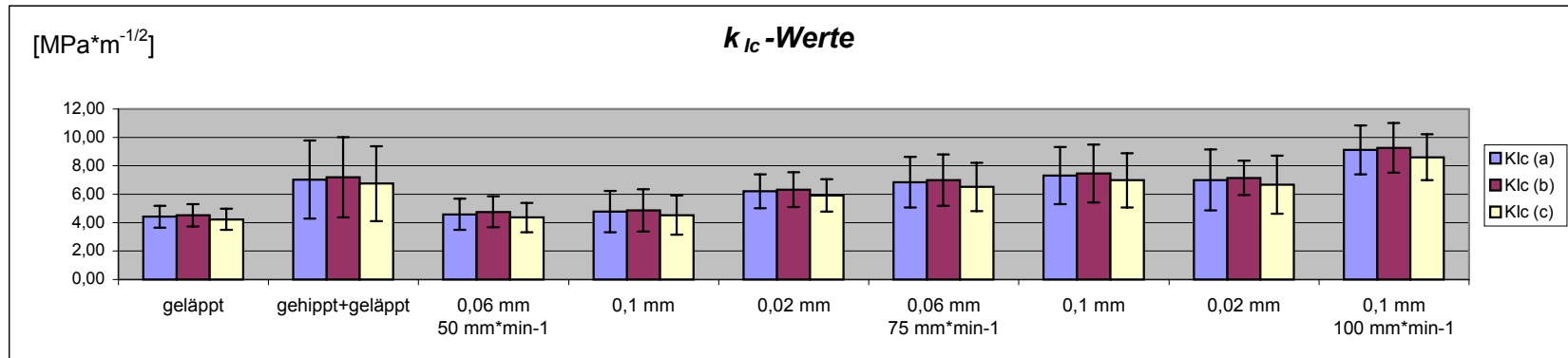


Abbildung 46: Mittelwerte und Standardabweichungen der  $k_{Ic}$ -Werte der Zirkondioxid-Versuchsgruppen und Referenzproben nach den Gleichungen (a) bis (c) (siehe Kapitel 4.5.2); geordnet nach Werkstückvorschubgeschwindigkeit [mm\*min<sup>-1</sup>] und Schnitttiefe [mm]

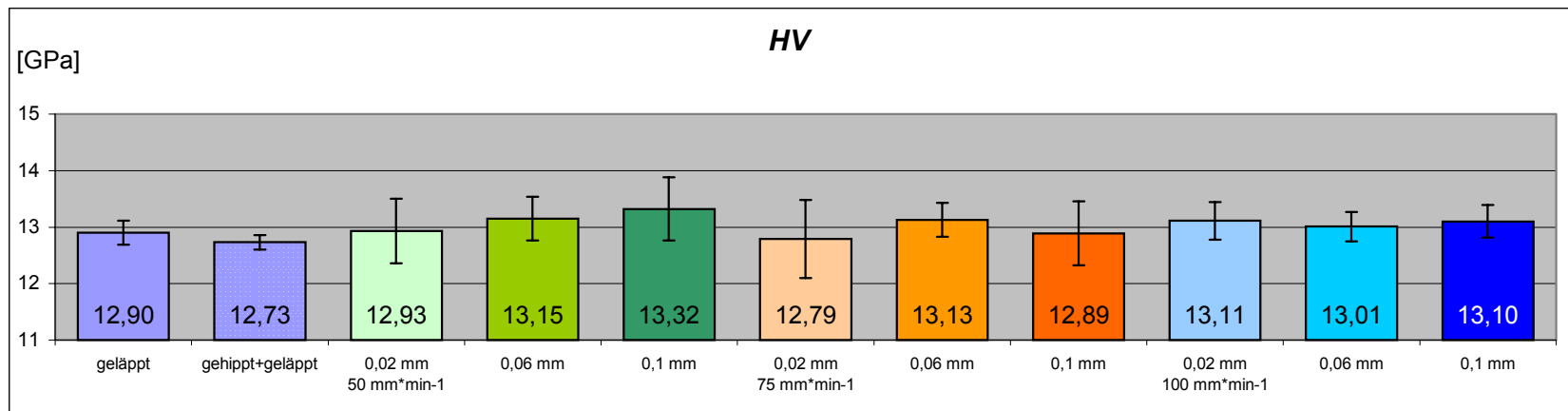


Abbildung 47: Mittelwerte und Standardabweichungen der Vickershärten (siehe Kapitel 4.5.2) der Zirkondioxid-Versuchsgruppen und Referenzproben; geordnet nach Werkstückvorschubgeschwindigkeit (grün: 50 mm\*min<sup>-1</sup>; orange: 75 mm\*min<sup>-1</sup>; blau: 100 mm\*min<sup>-1</sup>) und Schnitttiefe [mm]

### 5.3 Rauigkeitsmessung / Zirkondioxid

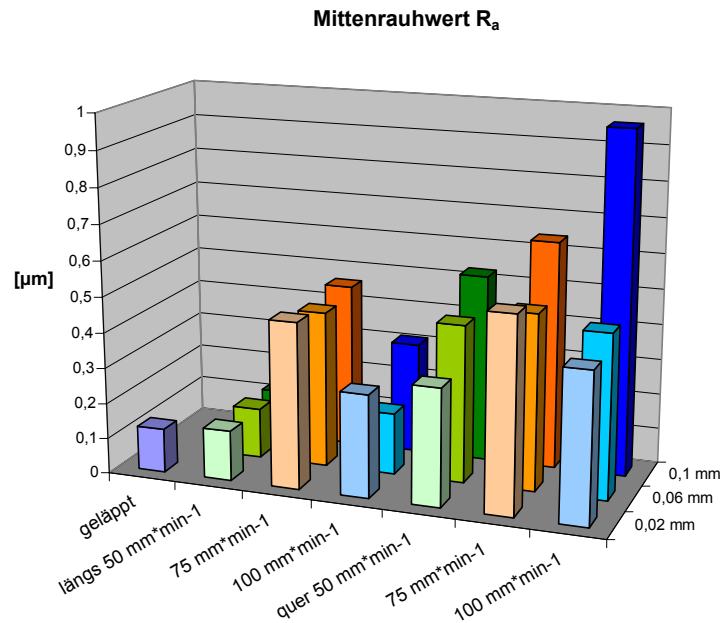


Abbildung 48: arithmetischer Mittenrauhwert  $R_a$  der Zirkondioxid-Versuchsgruppen in Längs- und Querrichtung im Vergleich zur Referenzprobe;  
*x*-Achse: Werkstückvorschubgeschwindigkeit für Messungen längs und quer  
*y*-Achse: Rauhtiefe  
*z*-Achse: Schnitttiefe

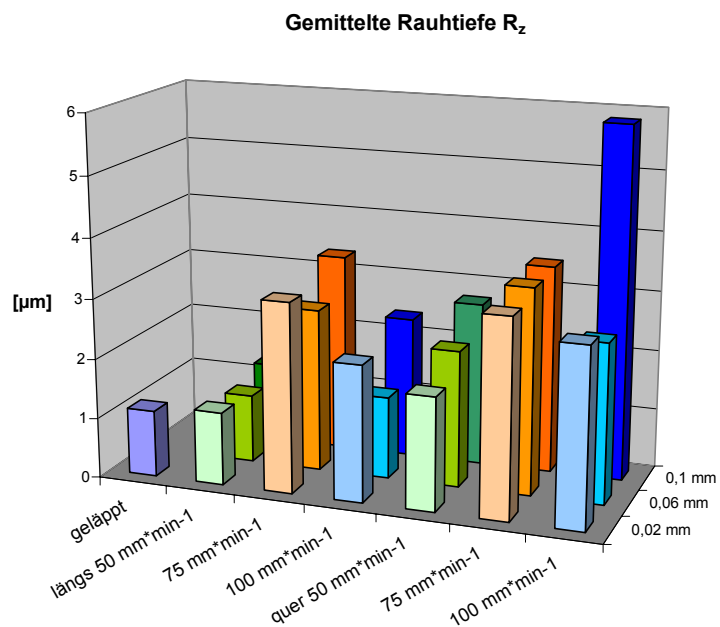


Abbildung 49: gemittelte Rauhtiefe  $R_z$  der Zirkondioxid-Versuchsgruppen in Längs- und Querrichtung im Vergleich zur Referenzprobe;  
*x*-Achse: Werkstückvorschubgeschwindigkeit für Messungen längs und quer  
*y*-Achse: Rauhtiefe  
*z*-Achse: Schnitttiefe

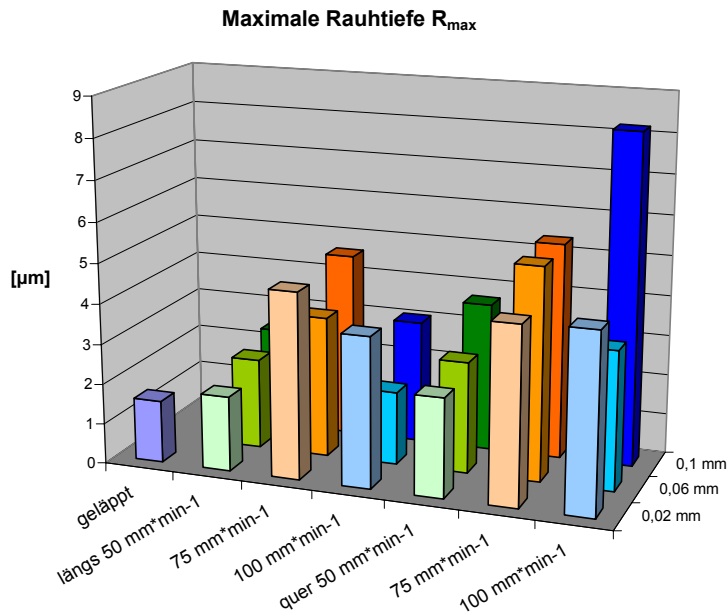


Abbildung 50: Maximale Rauhtiefe  $R_{max}$  der Zirkondioxid-Versuchsgruppen in Längs- und Querrichtung im Vergleich zur Referenzprobe;  
 x-Achse: Werkstückvorschubgeschwindigkeit für Messungen längs und quer  
 y-Achse: Rauhtiefe  
 z-Achse: Schnitttiefe

In den Diagrammen (Abbildung 48-50) ließ sich erkennen, dass  $R_a$ ,  $R_z$  und  $R_{max}$  in Längsrichtung scheinbar nicht von der Schnitttiefe abhängig waren, sondern nur von der Vorschubgeschwindigkeit beeinflusst wurden. Die Versuchsgruppen, die mit der langsamsten Vorschubgeschwindigkeit bearbeitet wurden wiesen ähnlich niedrige  $R_a$ -,  $R_z$ - und  $R_{max}$ -Werte wie die geläpften Proben auf. Die höchsten  $R_a$ -,  $R_z$ - und  $R_{max}$ -Werte wurden bei der mittleren Vorschubgeschwindigkeit ermittelt.

Anders verhalten sich  $R_a$ ,  $R_z$  und  $R_{max}$  in Querrichtung. Hier ließ sich eine Rauigkeitstendenz in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und der Schnitttiefe erkennen. Die Rauigkeiten schienen mit zunehmender Schnitttiefe zuzunehmen. Auch in Querrichtung ließen sich für die mittlere Vorschubgeschwindigkeit die höchsten  $R_a$ -,  $R_z$ - und  $R_{max}$ -Werte ermitteln. Mit Ausnahme der Probe mit der höchsten Schnitttiefe und Vorschubgeschwindigkeit. Sie wies mit Abstand die höchste Rauigkeit auf.

## 5.4 Fraktographische Oberflächenbefunde der bearbeiteten Zirkondioxid-Probekörpe

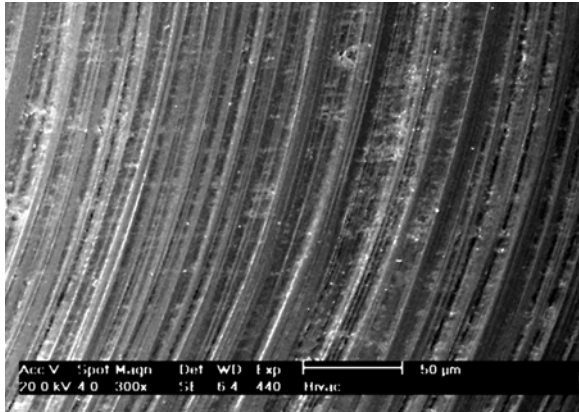


Abbildung 51: plastischer Materialabtrag

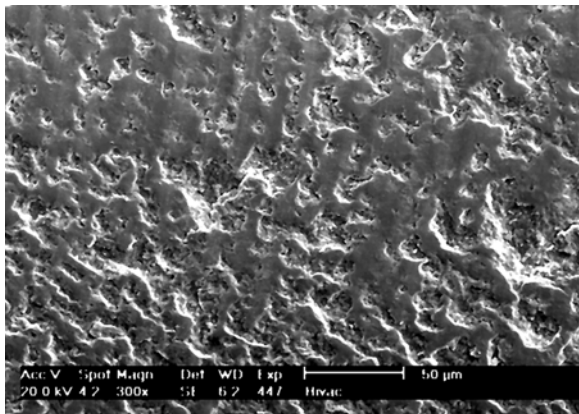


Abbildung 52: Sprödbbruch

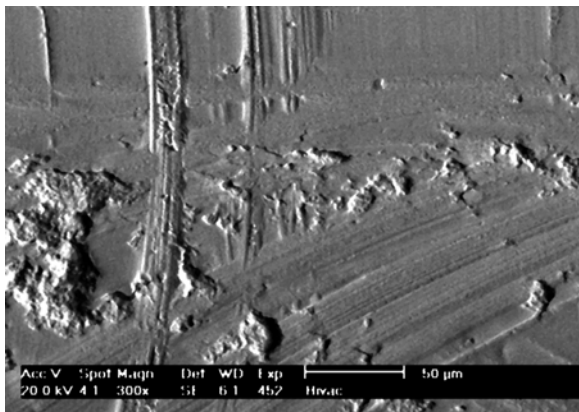


Abbildung 53: Gemisch zwischen plastischem Abtrag und Sprödbbruch



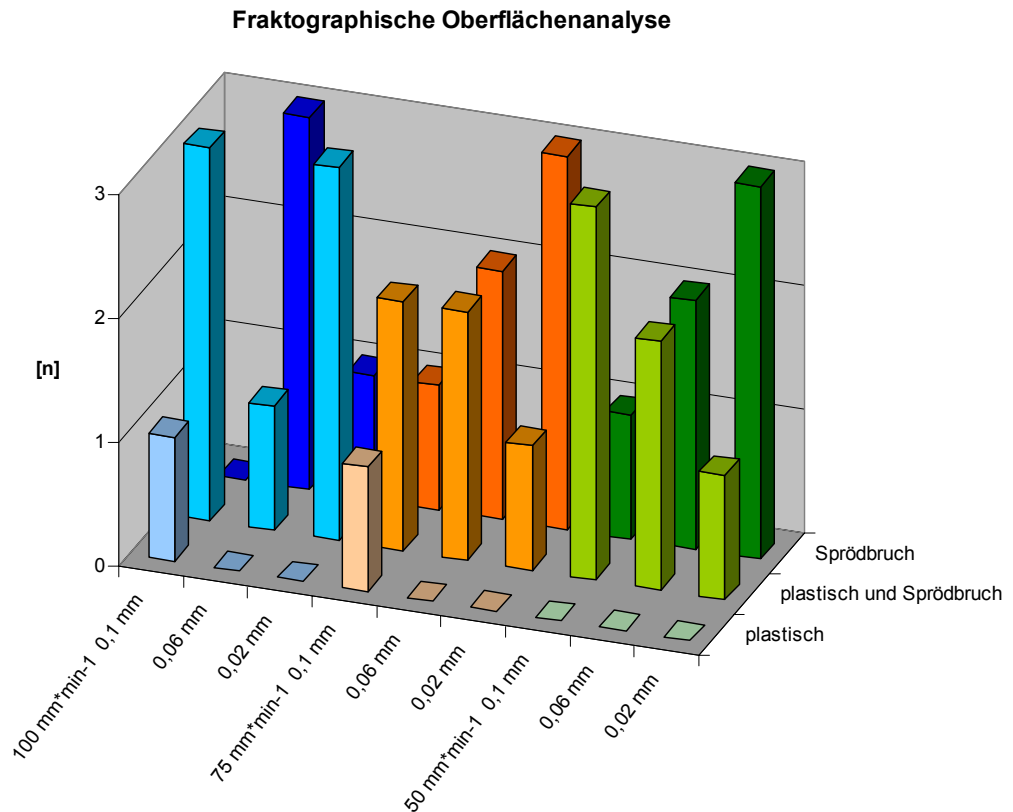


Abbildung 54: Auswertung der fraktographischen Oberflächenanalyse;

*x-Achse:* Versuchsgruppen geordnet nach Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$  und Schnitttiefe  $a_p$  (grün: 50 mm\*min<sup>-1</sup>; orange: 75 mm\*min<sup>-1</sup>; blau: 100 mm\*min<sup>-1</sup>)

*y-Achse:*  $n$  = Anzahl der Zirkondioxidscheiben mit gleichen Analyseergebnissen

*z-Achse:* Oberflächenbefunde

Die Abbildung 54 zeigt, dass bei zwei der 36 Prüfkörperscheiben ein rein plastischer Materialabtrag stattgefunden hat (Abbildung 51). Es handelte sich dabei um Prüfkörper, die mit der höchsten Schnitttiefe und der mittleren bzw. schnellsten Vorschubgeschwindigkeit bearbeitet wurden.

Bei 16 der 36 Prüfkörperscheiben lag ein reiner Spröbruch (Abbildung 52) vor. Außer bei der Kombination „höchste Schnitttiefe und schnellste Vorschubgeschwindigkeit“ war der Materialabtrag durch Spröbruch bei allen anderen Kombinationen nachweisbar.

Der größte Anteil der Prüfkörperscheiben (18 Stück) wies Spuren von plastischem Materialabtrag und Spröbruch auf (Abbildung 53).

Auffällig war, dass bei den jeweils vier Prüfkörperscheiben einer Versuchsgruppe mit einheitlichen Bearbeitungsparametern nie ein einheitlicher Materialabtrag nachgewiesen

werden konnte ( $n < 4$ ). Das spricht dafür, dass nicht allein die Parameter Schnittiefe und Vorschubgeschwindigkeit für die Art des Materialabtrags verantwortlich sind.

Stellt man die Oberflächenbeschaffenheit mit der Reihenfolge der Herstellung der Prüfkörper in Zusammenhang, dann fällt eine sich wiederholende Reihenfolge des Materialabtrages auf, welche Tabelle 5 zeigt.

*Tabelle 5: Auswertung der fraktographischen Oberflächenanalyse; die Proben sind in der Reihenfolge ihrer Bearbeitung aufgelistet.*

Probe	$v_w$	$a_p$	plastischer Materialabtrag	plastischer Materialabtrag und Sprödbbruch	Sprödbbruch
1	100	0,1	+		
2	100	0,1		+	
3	100	0,1		+	
4	75	0,1			+
5	100	0,06			+
6	100	0,06			+
7	100	0,06			+
8	75	0,1		+	
9	75	0,1	+		
10	100	0,02		+	
11	100	0,02		+	
12	100	0,02		+	
13	75	0,06		+	
14	75	0,06			+
15	75	0,06		+	
16	75	0,02			+
17	75	0,02			+
18	75	0,02		+	
19	50	0,02			+
20	50	0,02			+
21	50	0,02			+
22	50	0,06			+
23	50	0,06		+	
24	50	0,06		+	
25	50	0,1		+	
26	50	0,1		+	
27	50	0,1		+	
28	100	0,1		+	
29	75	0,1		+	
30	50	0,1			+
31	100	0,06		+	
32	75	0,06			+
33	100	0,02			+
34	75	0,02			+
35	50	0,06			+
36	50	0,02		+	

Die Prüfkörperscheibe mit rein plastischem Materialabtrag wurde als erste gefertigt. Auf Proben mit plastischem Materialabtrag folgten immer Proben bei denen ein Mix zwischen plastischem Abtrag und Sprödbbruch sichtbar wurde. Erst zum Schluß entstand nur noch Sprödbbruch. Diese Rangfolge wiederholt sich und scheint mit den Schärfungsintervallen des Diamantschleifers zu korrelieren.

Dies führte zu dem Schluß, dass die Schärfe des Diamantschleifers einen größeren Einfluß auf die Art des Materialabtrags ausübt als die Bearbeitungsparameter Schnittiefe und Vorschubgeschwindigkeit.

Es sind keine Zusammenhänge zwischen den Rauigkeiten und den Ergebnissen der fraktographischen Oberflächenanalyse erkennbar.

## 5.5 Fraktographische Oberflächenbefunde nach Untersuchung der Schädigungstiefe der halbierten Zirkondioxid-Zylinder

Die Abbildung 55 und die Abbildung 56 zeigen das Ausmaß der Schädigungstiefen ohne und mit Rißbildung im oberflächennahen Bereich.

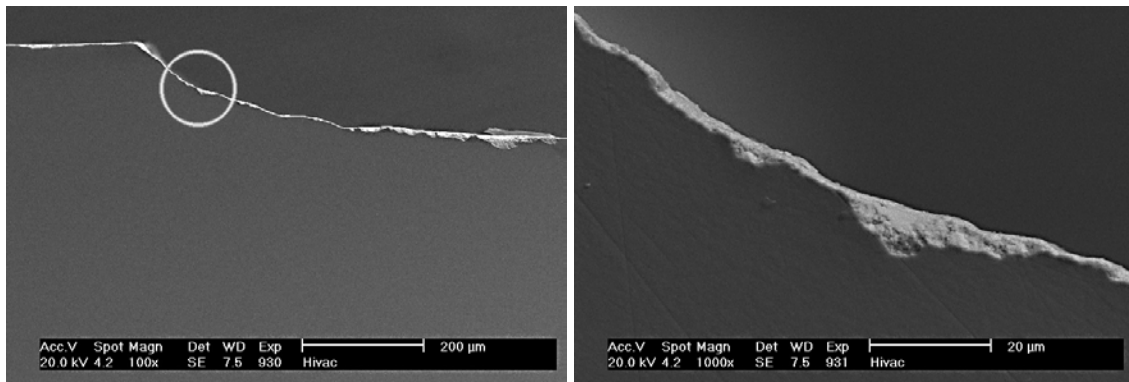


Abbildung 55: Übergang vom Steg zur mit unterschiedlichen Parametern bearbeiteten Oberfläche; Ausschnittsvergrößerung aus dem Übergangsbereich zur Messung der Schädigungstiefe

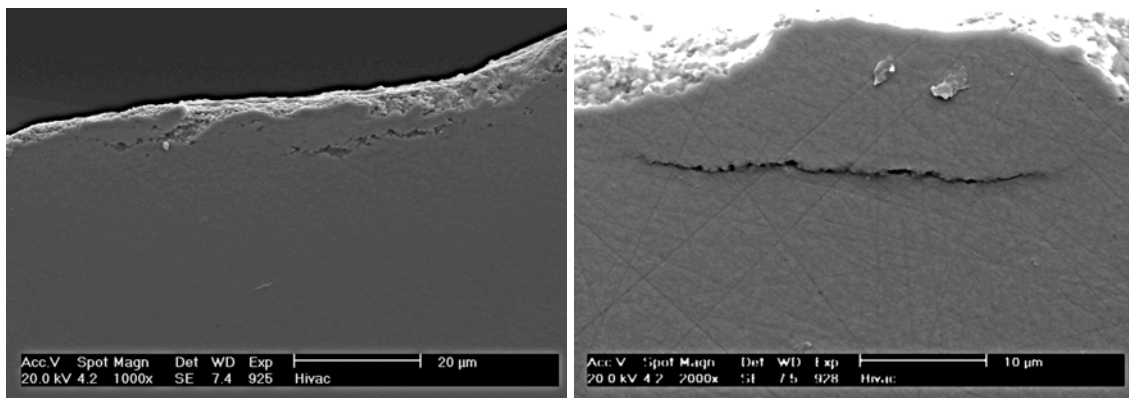


Abbildung 56: laterale Risse im Bereich der Oberflächenschädigungszone bei 1000-facher und 2000-facher Vergrößerung

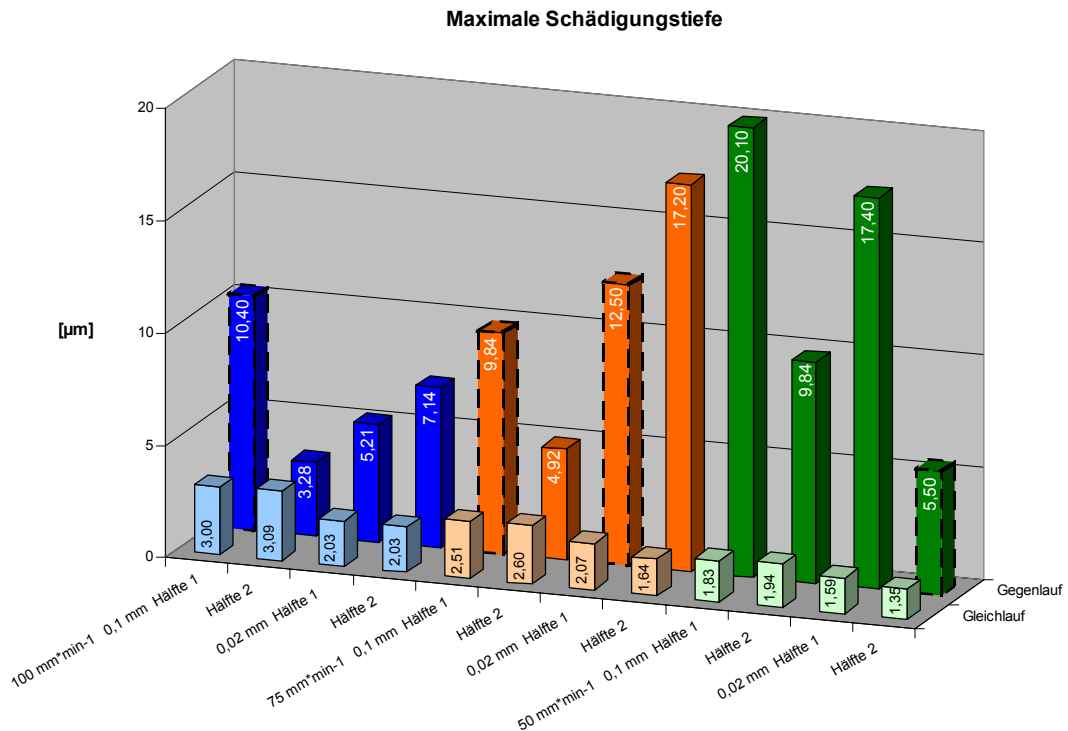


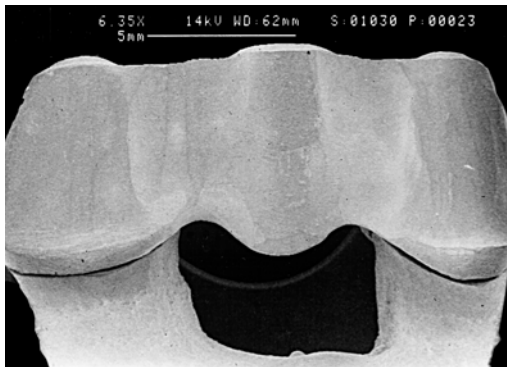
Abbildung 57: Maximale Schädigungstiefe der Oberfläche durch Seitenplanschleifen am Beispiel der halbierten Zylinder;  
 x-Achse: Versuchsgruppen geordnet nach Werkstückvorschubgeschwindigkeit  $v_w$  [mm\*min<sup>-1</sup>] und Schnitttiefe  $a_p$  [mm]; Hälfte 1 und 2 unterscheidet die zwei mit identischen Parametern bearbeiteten Stirnflächen;  
 die Balken mit gestrichelter Umrandung zeigen zusätzlich erkennbare Risse im oberflächennahen Bereich

Die maximalen Schädigungstiefen sind in Abbildung 57 zusammengefaßt dargestellt und reichten von 1,35  $\mu m$  ( $v_w = 50$  mm\*min<sup>-1</sup>;  $a_p = 0,02$  mm; im Gleichlauf) bis 20,1  $\mu m$  ( $v_w = 50$  mm\*min<sup>-1</sup>;  $a_p = 0,1$  mm; im Gegenlauf). Für die Bearbeitung im Gleichlauf war eine geringere Schädigungstiefe erkennbar.

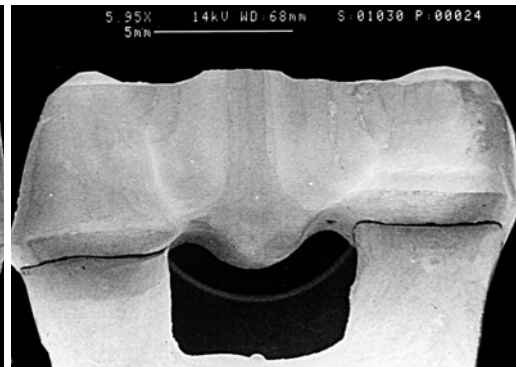
Dies bestätigte sich auch nach Auswertung der univariablen drei-faktoriellen ( $a_p$ ,  $v_w$ , Laufrichtung) Varianzanalyse (SPSS für Windows, Version 9.0.1, Signifikanzniveau  $\alpha = 0,05$ ). Sie zeigte keinen signifikanten Einfluß der Schnitttiefe und der Werkstückvorschubgeschwindigkeit auf die Schädigungstiefe. Unabhängig davon waren die Schädigungstiefen bei Gleichlauf immer signifikant niedriger als im Gegenlauf.

## 5.6 Messung des vertikalen Randspaltes nach Holmes

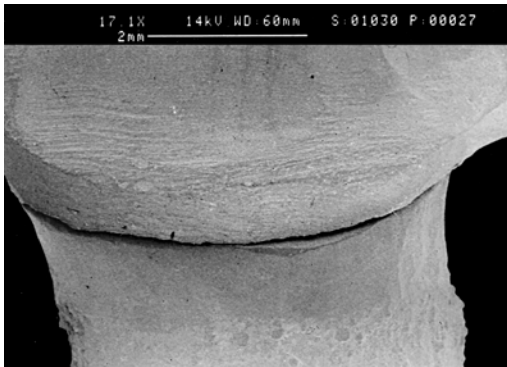
Deutliche Unterschiede der Randspaltbreiten waren hinsichtlich der Herstellungsverfahren (1. mechanische bzw. 2. optische Digitalisierung), sowie zwischen den Kronen 1 und 2 erkennbar. Die Abbildung 58a – h zeigt den Randspalt am Beispiel der optisch digitalisierten, infiltrierten Brücke 3 im REM. Abbildung 58i gibt die Messung im „POINT TO POINT“- Meßprogramm wieder.



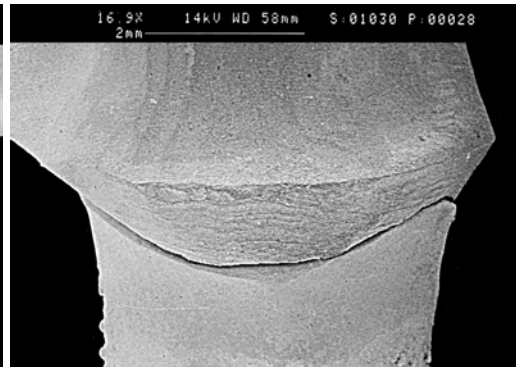
*a*



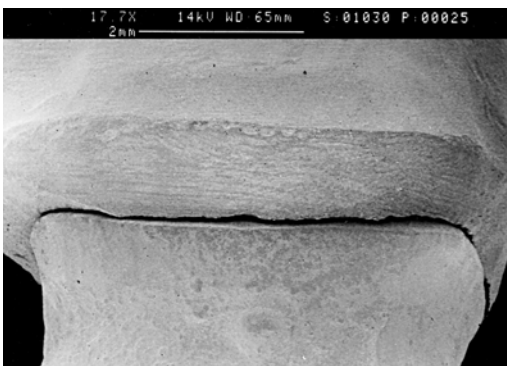
*b*



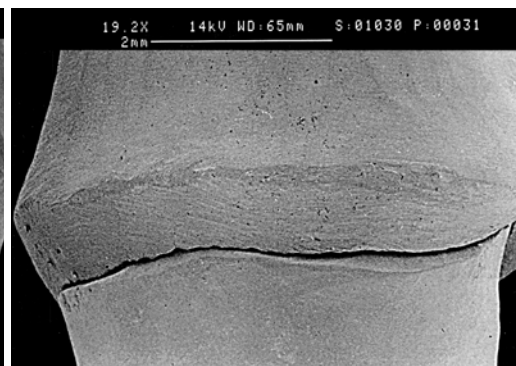
*c*



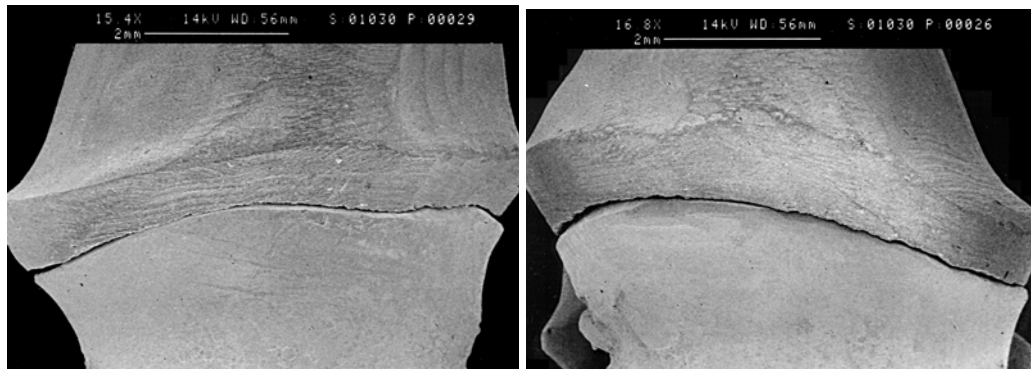
*d*



*e*

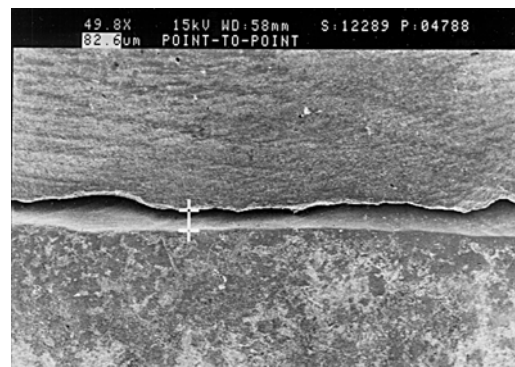


*f*



*g*

*h*



*i*

*Abbildung 58: Darstellung des Randspaltes von: vestibulär-gesamt (a); palatinal-gesamt (b); vestibulär Krone 1 (c) und 2 (d); palatinal Krone 1 (e) und 2 (f); mesial (g) und distal (h); Randspaltmessung mit dem „POINT TO POINT“- Programm (i)*

Ob der Kronenrandbereich vor oder nach der Glasinfiltration aufgepaßt wurde, spielte keine Rolle.

## Verfahren 1– mechanische Digitalisierung: uninfiltrierte und auf Platinfolie infiltrierte Brückengerüste

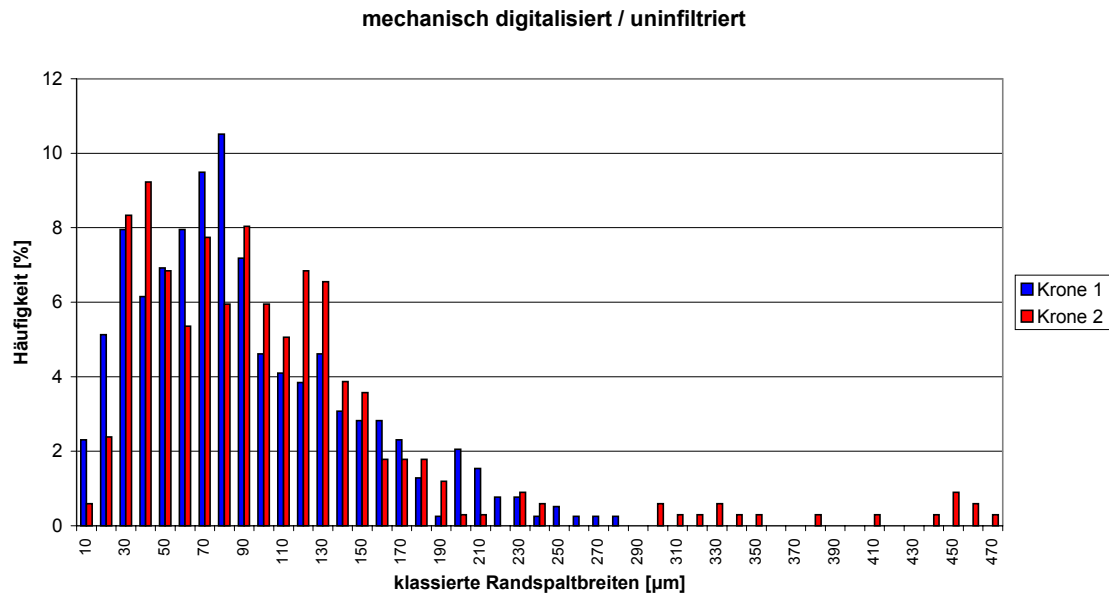


Abbildung 59: Häufigkeitsverteilung der Randspaltbreiten mit einer Klassenbreite von 10  $\mu\text{m}$  für mechanisch digitalisierte Brückengerüste ohne Glasinfiltration

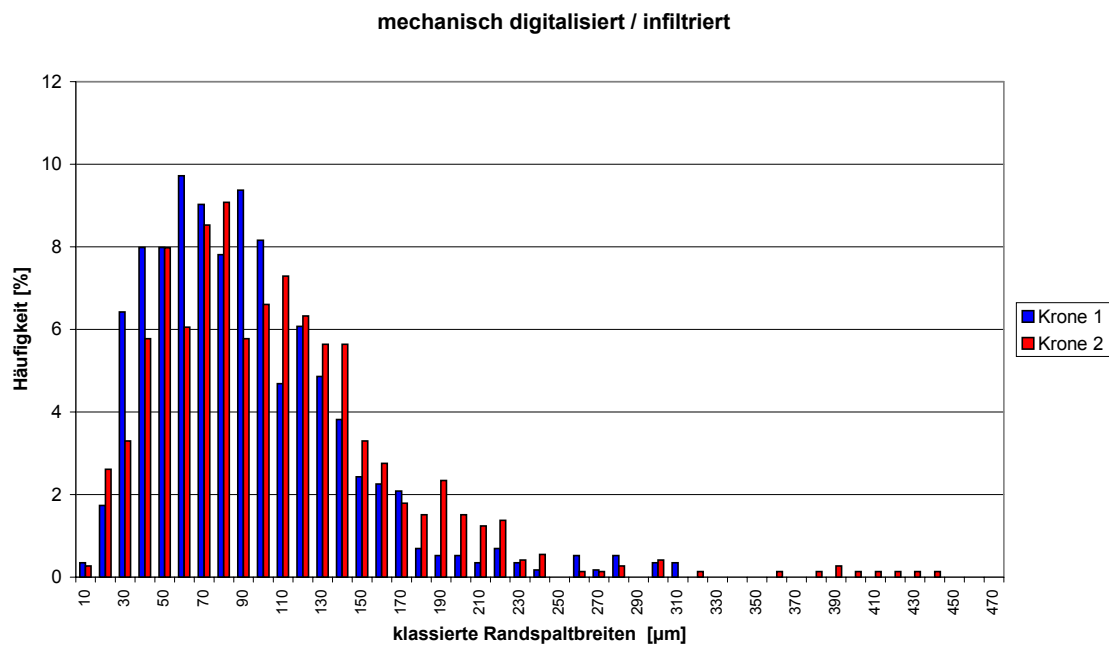


Abbildung 60: Häufigkeitsverteilung der Randspaltbreiten mit einer Klassenbreite von 10  $\mu\text{m}$  für mechanisch digitalisierte Brückengerüste mit Glasinfiltration

Die Randspaltbreiten der uninfiltrierte Brückengerüste (Abbildung 59) variierten bei allen Kronen 1 zwischen 7 und 396  $\mu\text{m}$ , mit einem Median von 75  $\mu\text{m}$  und einem Mittelwert von 86  $\mu\text{m}$ . Bei allen Kronen 2 wurden Randspalten zwischen 9 und 466  $\mu\text{m}$ , mit einem Median von 85  $\mu\text{m}$  und ein Mittelwert von 100  $\mu\text{m}$  gefunden.

Das asymmetrische, mehrgipflige Verteilungsmuster der Kronen 1 hat seinen ersten Häufigkeitsgipfel in der Klasse zwischen 60 und 70  $\mu\text{m}$  (9,5 %), seinen zweiten zwischen 70 und 80  $\mu\text{m}$  (10,5 %). Anders verhielt es sich bei den Kronen 2. Dort lag der erste Häufigkeitsgipfel des mehrgipfligen, asymmetrischen Verteilungsmusters in der Klasse zwischen 20 und 30  $\mu\text{m}$  (8,3 %), und der zweite zwischen 30 und 40  $\mu\text{m}$  (9,2 %).

95,3 % aller Randspalten der Kronen 1 und 93,2 % aller Randspalten der Kronen 2 waren kleiner oder gleich 200  $\mu\text{m}$ .

Die Randspaltbreiten aller infiltrierte Brückengerüste (Abbildung 60) lagen bei den Kronen 1 zwischen 6 und 305  $\mu\text{m}$  mit einem Median von 78  $\mu\text{m}$  und einem Mittelwert von 87  $\mu\text{m}$ , bei den Kronen 2 zwischen 6 und 438  $\mu\text{m}$  mit einem Median von 91  $\mu\text{m}$  und einem Mittelwert von 101  $\mu\text{m}$ .

Hier zeigten sich die gleichen asymmetrischen, mehrgipfligen Verteilungsmuster wie bei den uninfiltrierte Brückengerüsten. Der erste Häufigkeitsgipfel der Kronen 1 lag in der Klasse zwischen 50 und 60  $\mu\text{m}$  (9,7 %), der zweite zwischen 80 und 90  $\mu\text{m}$  (9,4 %). Bei den Kronen 2 war der erste Häufigkeitsgipfel zwischen 60 und 70  $\mu\text{m}$  (8,5 %), der zweite lag in der Klasse zwischen 70 und 80  $\mu\text{m}$  (9,2 %).

Ähnlich wie bei den uninfiltrierte Brückengerüsten waren 96,5 % aller Randspalten der Kronen 1 und 94,1 % aller Randspalten der Kronen 2 kleiner oder gleich 200  $\mu\text{m}$ .



## Verfahren 2 – optische Digitalisierung: auf Platinbrennstiften infiltrierte Brückengerüste

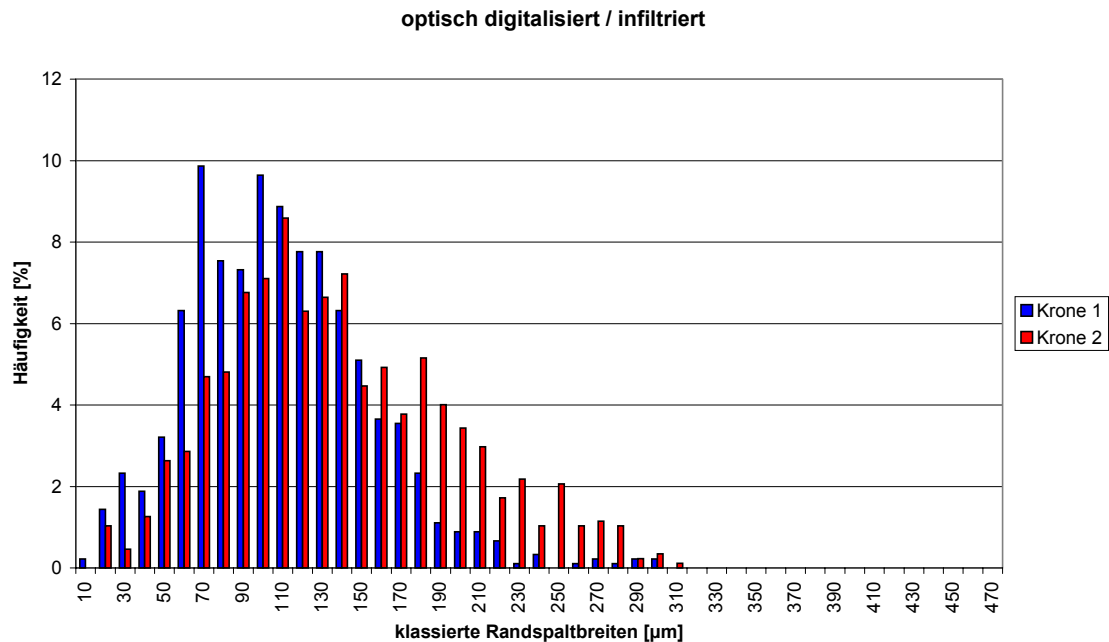


Abbildung 61: Häufigkeitsverteilung der Randspaltbreiten mit einer Klassenbreite von 10 µm für optisch digitalisierte Brückengerüste mit Glasinfiltration

Die Brückengerüste (Abbildung 61) wiesen bei den Kronen 1 eine Randspaltbreite zwischen 8 und 294 µm, einen Median von 100 µm und einen Mittelwert von 104 µm, bei den Kronen 2 zwischen 16 und 302 µm mit einem Median von 125 µm und einen Mittelwert von 133 µm auf.

Auch hier war das asymmetrische, mehrgipflige Verteilungsmuster wie bei den mechanisch digitalisierten Brückengerüsten erkennbar. Der erste Häufigkeitsgipfel der Kronen 1 lag in der Klasse zwischen 60 und 70 µm (9,9 %), der zweite zwischen 90 und 100 µm (9,6 %). Bei den Kronen 2 war der erste zwischen 60 und 70 µm (7,2 %) und der zweite Häufigkeitsgipfel zwischen 100 und 110 µm (8,6 %) angesiedelt.

Wie bei den mechanisch digitalisierten Brückengerüsten waren 97 % aller Randspalten der Kronen 1 kleiner oder gleich 200 µm. Bei den Kronen 2 lagen nur 86,2 % aller Randspalten innerhalb des 200 µm Bereiches.

Eine Zusammenfassung und ein Vergleich aller Meßwerte erfolgt in der Box-Plot-Darstellung in Abbildung 62.

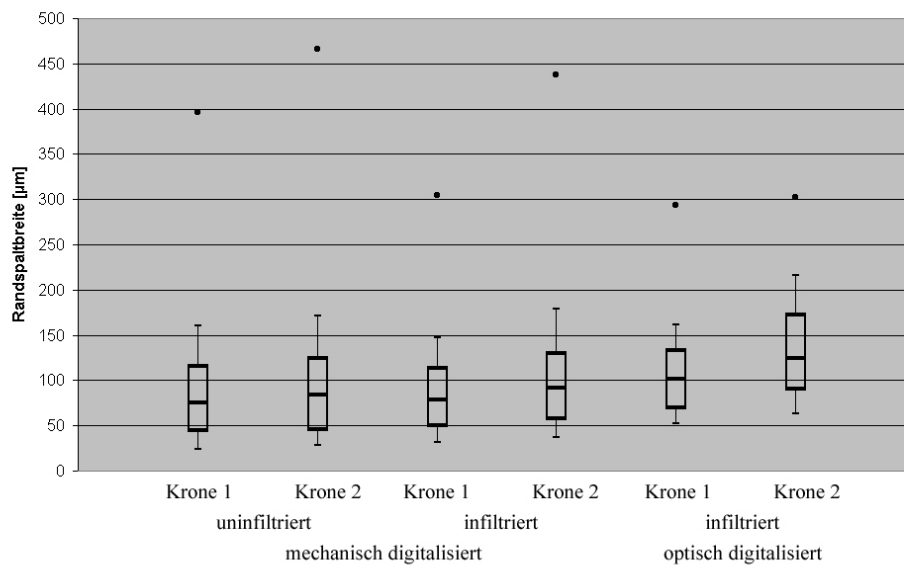


Abbildung 62: Box-Plot-Darstellung nach Biffar [4]:

Die Ausdehnung der Box beschreibt den Interquartilabstand zwischen dem 25 % und 75 % - Quantil. Ober- und unterhalb des eingetragenen Medians (50 % Quantil) befinden sich jeweils 50 % aller Werte. Die Federbalken zeigen das 10 % und das 90 % - Quantil. Die Punkte stellen die jeweiligen Maxima dar.

Die univariate zwei-faktorielle Varianzanalyse mit Mittelwertvergleichen (SPSS für Windows, Version 9.0.1, Signifikanzniveau  $\alpha = 0,05$ ) ergab zwischen den Kronen 1 und 2, unabhängig von deren Herstellungsverfahren, immer einen signifikanten Unterschied ( $p = 0,019$ ). Die Randspaltbreiten der Kronen 2 sind signifikant größer als die der Kronen 1.

Hinsichtlich der Herstellungsverfahren zeigte der Post-Hoc-Test zwischen den mechanisch digitalisierten und den optisch digitalisierten Gerüsten signifikante Unterschiede ( $p = 0,015$ ).

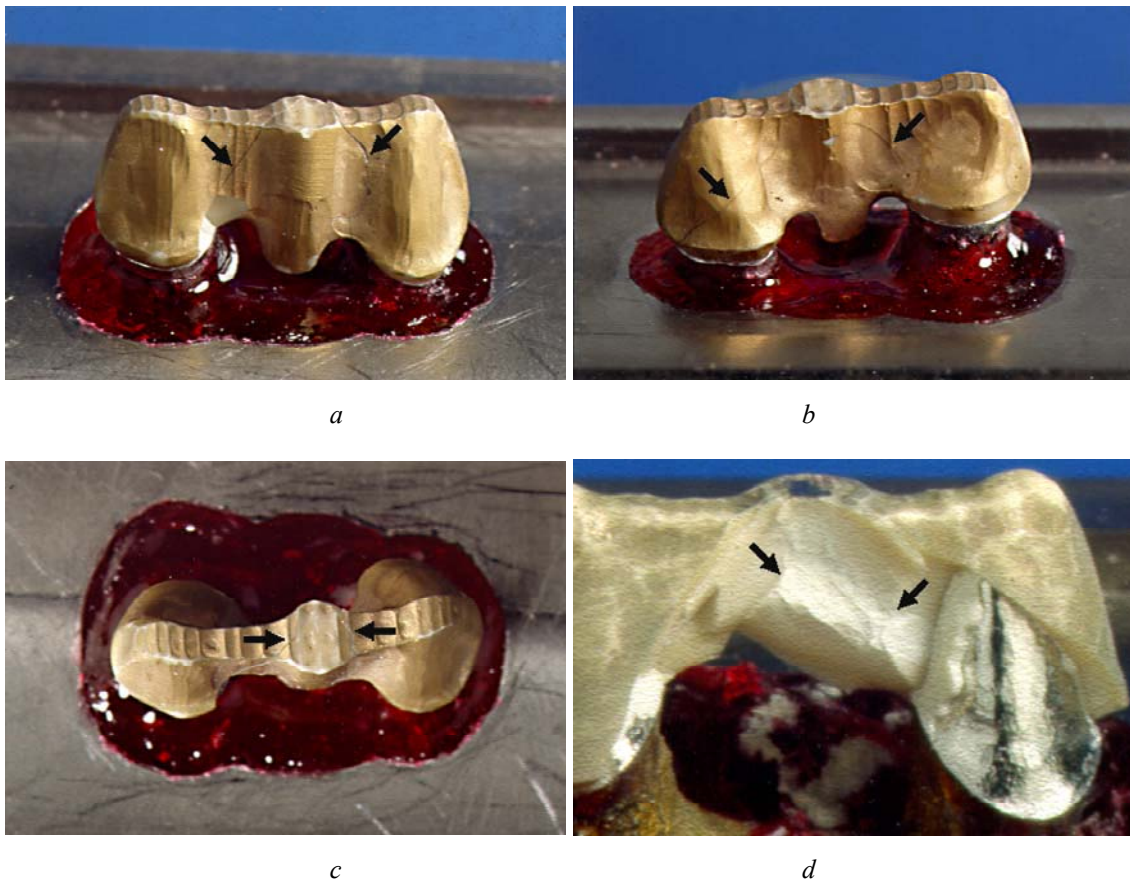
## 5.7 Bruchfestigkeit der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste im Druckversuch mit Drei-Punkt-Biege-Anordnung

### 5.7.1 Qualitative Analyse des Bruchverhaltens

Alle Brückengerüste zeigten während der Belastungsprüfung ein ähnliches Bruchverhalten. Die initiale Rißbildung begann beidseitig im Bereich des vestibulären Kronenrandes und setzte sich über die Vestibulärfläche nach inzisal zum Übergang vom

Brückenzwischenglied zu den Pfeilerkronen in Richtung Krafteinleitungspunkt fort. Das Bruchbild war bei allen Brückengerüsten analog der Abbildung 63a - d.

Ging die Belastung über die initiale Rißbildung hinaus, kam es zum plötzlichen katastrophalen Bruch der Keramik, wobei die zum endgültigen Versagen führende Kraft die von uns definierte Bruchkraft (das Auftreten des ersten Risses) um ein Weites überstieg. Beim katastrophalen Bruch wurden der vestibuläre Anteil des Brückenzwischengliedes, der proximale Verbindungsbereich, sowie die unmittelbar angrenzenden marginalen Anteile der Pfeilerkronen herausgesprengt (Abbildung 63d).



*Abbildung 63: besputterte Brückengerüste nach der Belastungsprüfung; Darstellung der Risse (Pfeile) von vestibulär (a), palatinal (b) und inzisal (c); uninfiltrierter Gerüstkern nach Wegsprengung der vestibulären Facette (d)*

Im Bereich der Bruchflächen konnte bei den im Austromat<sup>®</sup> auf Platinbrennstiften glasinfiltrierten Gerüsten immer ein unvollständig infiltrierter Kern im Bereich der approximalen Verbinder und des Brückenzwischengliedes nachgewiesen werden (Abbildung 63d).

Im Gegensatz dazu wiesen die auf Platinfolie im Incermat<sup>®</sup> gefertigten Gerüste eine bessere Infiltrationsqualität auf, was sich auch in der niedrigen Standardabweichung widerspiegelte.

### 5.7.2 Quantitative Analyse des Bruchverhaltens

Die Abbildung 64 und die Abbildung 65 zeigen zwei repräsentative Meßprotokolle der Universalprüfmaschine TIRAtest 2720.

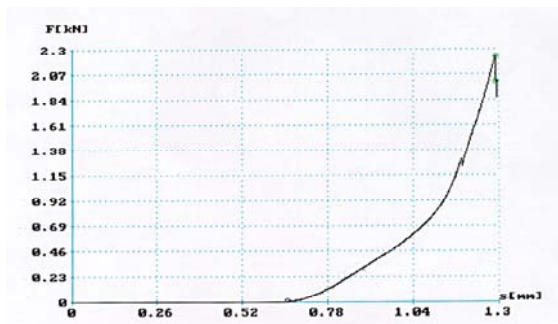


Abbildung 64: Meßprotokoll / Übersicht der Universalprüfmaschine TIRAtest 2720

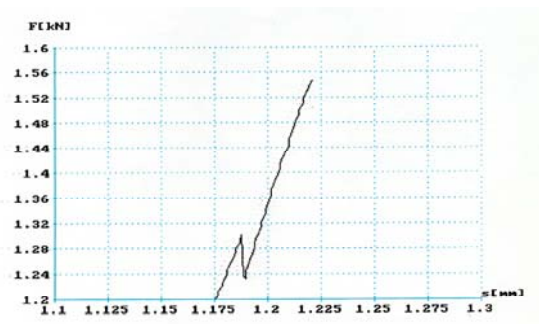


Abbildung 65: Vergrößerte Darstellung der ersten Zacke, die durch Auftreten des ersten Risses entstand

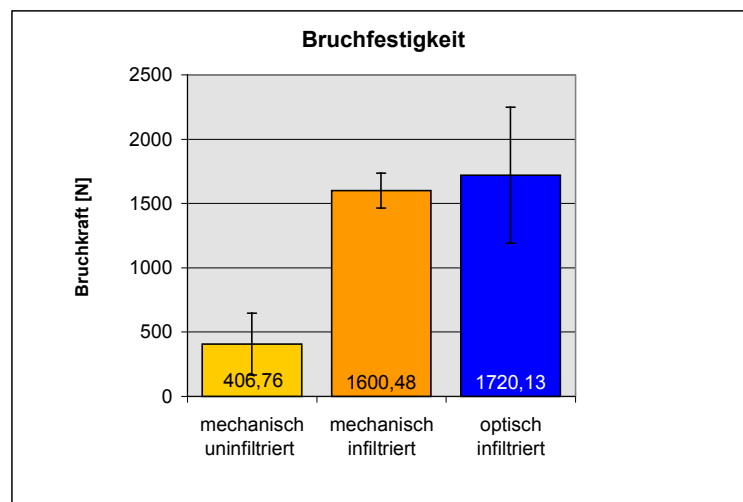


Abbildung 66: Mittelwerte und Standardabweichungen der Bruchfestigkeiten der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste im Druckversuch mit Drei-Punkt-Biege-Anordnung

#### Verfahren 1 – mechanische Digitalisierung:

Die Bruchfestigkeiten der uninfiltrierte Brückengerüste (Abbildung 66) schwankten zwischen 105 und 695 N mit einem Median von 420 N und einem Mittelwert von  $406 \pm 420$  N.

Die Bruchfestigkeit der auf Platinfolie infiltrierte Gerüste (Abbildung 66) war viermal so hoch wie die der uninfiltrierte und reichte von 1345 bis 1741 N, mit einem Median von 1650 N und einem Mittelwert von  $1600 \pm 134$  N. Somit wurde durch die Glasinfiltration des porösen Ausgangsmaterials die Bruchfestigkeit der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Blanks um das Vierfache gesteigert.

#### Verfahren 2 – optische Digitalisierung:

Bei den im Austromat<sup>®</sup> infiltrierte Brückengerüsten wurden Bruchfestigkeiten (Abbildung 66) von 1148 bis 2523 N mit einem Median von 1396 N und einem Mittelwert von  $1720 \pm 528$  N gemessen. Auffällig war hier die hohe Standardabweichung.

Mit dem Student-Newman-Keuls-Verfahren (ein-faktorielle ANOVA, multipler Mittelwertvergleich, SPSS für Windows, Version 9.0.1, Signifikanzniveau  $\alpha = 0,05$ ) konnten statistisch signifikante Unterschiede der Biegefestigkeiten zwischen den infiltrierte und den uninfiltrierte Brückengerüsten ( $p = 0,002$ ), unabhängig von deren Herstellungsverfahren, ermittelt werden.

## 6 Diskussion

### 6.1 Vier-Punkt-Biege-Test

#### 6.1.1 IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup> und Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA

Die IPS Empress<sup>®</sup>-Keramik wies mit  $76,08 \pm 13,58$  MPa die mit Abstand niedrigste Biegefestigkeit auf. Das entsprach den von *Bienieck und Marx* [2] (79,90 MPa) gefundenen Ergebnissen. Die von *Schwickerath* [88] gefundenen Werte (110 MPa) konnten nicht bestätigt werden.

Die unglasierten und glasierten IPS Empress 2<sup>®</sup> Probekörper ohne TWL unterschieden sich hinsichtlich ihrer Bruchfestigkeit nicht voneinander. Abweichungen in den Bruchfestigkeitswerten gab es hingegen zu den thermozyklierten Prüfkörpern, was wahrscheinlich auf den korrodierenden Einfluß des Wassers und auf dessen wechselnde Temperaturen zurückführen ist [21, 61, 80]. Durch die Thermozyklierung ( $126,55 \pm 22,37$  MPa) verlor die IPS Empress 2<sup>®</sup>-Keramik ca. 10 % ihrer Anfangsfestigkeit ( $139,59 \pm 21,80$  MPa).

Die Biegefestigkeit der IPS Empress 2<sup>®</sup> Prüfkörper war mit oder ohne TWL fast doppelt so hoch wie die Biegefestigkeit der IPS Empress<sup>®</sup> Prüfkörper ( $76,08 \pm 13,58$  MPa).

Daraus ist abzuleiten, dass der Hersteller die Biegefestigkeit von IPS Empress 2<sup>®</sup> gegenüber IPS Empress<sup>®</sup> entscheidend verbessern konnte.

Alle IPS Empress 2<sup>®</sup>-Versuchsgruppen zeichneten sich durch eine geringe Standardabweichung ( $\sim 20$  MPa), d.h. Schwankungsbreite der Bruchfestigkeiten, aus.

Die im *Ivoclar-Vivadent-Report* [38] veröffentlichte Bruchfestigkeit von  $350 \pm 50$  MPa (nach dem Pressvorgang) liegt um das 2,5-fache höher als die von uns ermittelte Bruchfestigkeit von  $139,59 \pm 21,8$  MPa.

Da unsere Prüfkörper entsprechend der Verarbeitungsanleitung des Herstellers gefertigt wurden und kleine Standardabweichungen ( $\sim 20$  MPa) für eine gleichbleibende Qualität sprechen, läßt sich der gravierende Unterschied zwischen der von uns ermittelten und vom Hersteller veröffentlichten Bruchfestigkeit nicht abschließend klären.

Die von uns ermittelte mittlere Biegefestigkeit der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA Probekörper (ohne TWL) von 314,08 MPa im 4-PBT entsprach ungefähr den im 3-PBT von *Pospiech et al.* [71] (342,8 MPa) veröffentlichten Werten für In-Ceram-Alumina,

während die von *Seghi und Sorensen* [91] (446,42 MPa) etwas darüber lagen. Vermutlich sind die höheren Werte auf die Verwendung des 3-PBT's zurückzuführen. Leider lagen kein Referenzwerte für den 4-PBT vor.

Die Biegefestigkeit der thermozyklierten Probekörper war mit 293 MPa rund 7 % geringer als die der unbehandelten, was sich wahrscheinlich auf den korrodierenden Einfluß des Wassers [21, 61] und auf die wechselnden Temperaturen zurückführen läßt [80].

Da alle angegebenen Werte der 4-PBT's unter Laborbedingungen ermittelt wurden, konnten nur die im Material befindlichen Eigenspannungen berücksichtigt werden. Es ist davon auszugehen, dass in der Mundhöhle zusätzlich auftretende dynamische Spannungen die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen, da die Anfälligkeit von In-Ceram gegen Spannungsrißkorrosion hoch ist [21].

### **6.1.2 Zirkondioxid**

Im Vergleich zur geläpften Referenzgruppe kam es durch die Oberflächenbearbeitung zur einer Festigkeitseinbuße über 50 %.

Die von uns ermittelte Biegefestigkeit der ungehippten, polierten Referenzgruppe von 1419,46 MPa überschritt alle in der Literatur gefundenen Werte, wobei nur Angaben für polierte und gehippte Proben verfügbar waren. *Christel et al.* [9] und *Wohllwend et al.* [108] fanden Werte von 900 MPa bis 1200 MPa, während die *Firma METOXIT AG* [104] eine Biegefestigkeit von 900 MPa veröffentlichte. Vergleichswerte für ungehippte, bearbeitete Probekörper lagen nicht vor.

Die langsamste Vorschubgeschwindigkeit lieferte in Kombination mit der geringsten Schnitttiefe die besten Ergebnisse beim 4-PBT, benötigte aber die meiste Zeit bei der Bearbeitung. Ähnlich hohe Biegefestigkeiten wurden mit der schnellsten Vorschubgeschwindigkeit und höchsten Schnitttiefe bei erheblich niedrigerem Zeitaufwand erzielt.

Die niedrigen Biegefestigkeiten bei mittlerer Schnitttiefe und Vorschubgeschwindigkeit korrelierten mit den höchsten Rauigkeiten.

Zwischen den Biegefestigkeiten und den Ergebnissen der fraktographischen Oberflächenanalyse konnten keine Korrelationen gefunden werden

Da die Biegefestigkeit der Zirkondioxid-Probekörper neben den herstellungsbedingten Materialeigenschaften, die bei allen Probekörpern durch die industrielle Fertigung

konstant sind, auch von der durch den Schleifprozeß induzierten Druckeigenspannung abhängig ist, ist anzunehmen, dass die größten Eigenspannungen bei der schnellsten Werkstückvorschubgeschwindigkeit und Schnitttiefe induziert wurden.

#### Statistische Bewertung der Biegefestigkeiten

Im Gegensatz zu den von *Fischer et al.* ( $m = 9,9 - 17,2$ ) [16] und der Firma *METOXIT AG* ( $m = 16$ ) [104] ermittelten Weibullmoduli für gehippte, unbearbeitete Proben, wurden von uns kleinere Weibullmoduli errechnet ( $m = 4,4 - 8,1$ ). Diese stehen für eine große Streuung der Einzelbiegefestigkeitswerte und sprechen dafür, dass die herstellungs- und / oder bearbeitungsbedingten Fehler groß und unregelmäßig (Größeneffekt) verstreut sind [16, 33]. Das von uns errechnete relativ kleine korrigierte Weibullmodul der geläpften Referenzprobe ( $m = 9,43$ ) läßt einen großen Einfluß der herstellungsbedingten Fehler oder der Methode des „heiß isostatischen Pressens“ vermuten.

## **6.2 Vickershärte $HV$ und $K_{Ic}$ -Wert**

### **6.2.1 IPS Empress<sup>®</sup>, IPS Empress 2<sup>®</sup>, Vita CELAY<sup>®</sup> ALUMINA**

Die Vickershärten von IPS Empress 2<sup>®</sup> und IPS Empress<sup>®</sup> waren mit 5,98 bis 6,57 GPa annähernd gleich. Die Härte für IPS Empress<sup>®</sup> entsprach genau dem von *Seghi und Rosenstiel* [90] gefundenem Wert von 6,57 GPa.

Die geringere Bruchzähigkeit ( $1,3-1,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) der glasierten IPS Empress 2<sup>®</sup> - Proben könnte auf die zwei zusätzlichen Glasurbrände (Änderungen im Mikrogefüge) zurückzuführen sein.

Die Bruchzähigkeiten der IPS Empress<sup>®</sup> Prüfkörper ( $1,31-1,48 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) unterschieden sich unmerklich von den Bruchzähigkeiten der IPS Empress 2<sup>®</sup> Prüfkörper ( $1,47-1,89 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ). Ähnlich kleine  $K_{Ic}$ -Wert von  $1,35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  fanden *Bieniek und Marx* [2], *Wagner und Chu* [105] ( $1,74 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), sowie *Seghi und Rosenstiel* [90] ( $1,29 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ).

Die unglasierten IPS Empress 2<sup>®</sup> Proben wiesen die höchsten Bruchzähigkeiten auf. Sie betrugen aber nur 50 % der im *Ivoclar-Vivadent-Report* [38] mit  $3,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  angegebenen Bruchzähigkeit. Die große Standardabweichung der unglasierten Proben kann auf die unscharfe Abgrenzung der Vickerseindrücke und der davon ausgehenden Risse zurückzuführen sein.



Die von uns für die VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Blanks errechnete Vickershärte von 10,99 stimmte mit der von *Geis-Gerstorfer et al.* [21] (10,9) überein und war etwas höher als die von *Seghi und Rosenstiel* [90]. Sie ermittelten für In-Ceram-Alumina 9,82. Daraus resultierte bei *Seghi und Rosenstiel* [90] ebenfalls ein höherer  $K_{Ic}$ -Wert von  $4,61 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , der sich mit den Ergebnissen von *Wagner und Chu* [105] ( $4,49 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ), *Bieniek und Marx* [2] ( $4,44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) und *Tinschert et al.* [101] ( $4,11 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) für polierte In-Ceram-Alumina-Proben deckt. Die von uns ermittelten Werte lagen im Bereich  $3,51 - 3,80 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ .

Einen positiven Einfluß auf die Höhe des  $K_{Ic}$ -Wertes könnte bei *Tinschert et al.* [101] die Politur zur Entfernung der oberflächlichen Mikrorisse haben.

*Kappert et al.* [42] fanden für Probekörper, die im Schlickerverfahren hergestellt wurden, einen  $K_{Ic}$ -Wert von  $3,9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , während *Geis-Gerstorfer et al.* [21] nur  $2,48 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  ermittelten.

### 6.2.2 Zirkondioxid

Die  $k_{Ic}$ -Werte sind von den Bearbeitungsparametern abhängig. Der  $k_{Ic}$ -Wert, der eigentlich eine bearbeitungsunabhängige Werkstoffkenngröße ist, wurde durch den Effekt der bearbeitungsinduzierten Eigenspannungen zum Indikator der Bearbeitungsparameter.

Die Werte stiegen mit zunehmender Werkstückvorschubgeschwindigkeit und mit zunehmender Schnitttiefe durch eine zunehmende Eigenspannungsinduktion an. Der niedrigste  $k_{Ic}$ -Wert der bearbeiteten Proben ( $4,36\text{-}4,76 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) ist demzufolge bei einer Werkstückvorschubgeschwindigkeit von  $50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  und einer Schnitttiefe von  $0,06 \text{ mm}$  zu finden (für die Schnitttiefe von  $0,02 \text{ mm}$  liegen keine Ergebnisse vor). Der höchste  $k_{Ic}$ -Wert ( $8,6\text{-}9,26 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) wurde bei einer Werkstückvorschubgeschwindigkeit von  $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  und einer Schnitttiefe von  $0,1 \text{ mm}$  errechnet.

Der kleinste  $k_{Ic}$ -Wert wurde für die geläppten, ungehippten Referenzproben ermittelt. Das beruht darauf, dass die durch die Bearbeitung induzierte Druckeigenspannung fehlt. *Christel et al.* [9] fanden für unbearbeitete, gehippte Y-TZP-Proben  $k_{Ic}$ -Werte von  $9,42\text{-}9,8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ . Diese können nicht direkt mit den von uns errechneten Werten verglichen werden, da ein anderer E-Modul ( $E = 200 \text{ GPa}$ ) verwendet wurde, sie stimmen aber in etwa mit den von uns errechneten Werten überein. *Wohlwend et al.* [108] beschrieben in ihren Ausführungen über Y-TZP ebenfalls einen  $k_{Ic}$ -Wert von 9-

$10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$ . Ein  $k_{Ic}$ -Wert von  $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$  wurde von der Firma METOXIT AG für Zirkondioxid-TZP Biokeramik [104] veröffentlicht. Natt et al. [70] gaben für Zirkondioxid ebenfalls  $9,5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$  an.

Die Vickershärten aller Versuchsgruppen schwankten zwischen 12,79 und 13,32 GPa. Die der geläpften ungehippten Referenzproben liegt bei 12,90 GPa, die der gehippten Referenzprobe bei 12,73 GPa. Eine Abhängigkeit der Härte von den Bearbeitungsparametern ist nicht erkennbar.

Diese Härtewerte stimmen mit den in der Literatur gefundenen überein. So ermittelten Christel et al. [9] 10-12 GPa (ungehippt) und 10-13 GPa (gehippt). Die Firma METOXIT AG [104] gab für Zirkondioxid-TZP Biokeramik eine Vickershärte von 12 GPa an.

### **6.3 Rauheitsmessung - Zirkondioxid**

Die Oberflächenrauigkeit in Längsrichtung wird scheinbar nur von der Vorschubgeschwindigkeit und nicht von der Schnitttiefe beeinflusst. Die höchsten Rauigkeiten wurden bei mittleren Vorschubgeschwindigkeiten ermittelt.

In Querrichtung läßt sich eine Rauigkeitstendenz in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und der Schnitttiefe erkennen. Die Rauigkeiten scheinen mit zunehmender Schnitttiefe zuzunehmen. Auch hier konnten für die mittlere Vorschubgeschwindigkeit die höchsten Rauigkeitswerte ermittelt werden.

Die mit Abstand höchste Rauigkeit wies die Versuchsgruppe mit der schnellsten Vorschubgeschwindigkeit und der höchsten Schnitttiefe auf.

Der unmittelbar nach der Herstellung vom Hersteller selbst [104] angegebene Wert der Mittenrauigkeit von  $0,007 \mu\text{m}$  (poliert) konnte durch läppen nicht erreicht werden. Wir konnten lediglich einen Mittenrauhwert von  $0,123 \mu\text{m}$  erzielen.

### **6.4 Fraktographische Oberflächenbefunde der bearbeiteten Zirkondioxid-Probekörper**

Bei der Auswertung der Oberflächenanalyse war weder eine Abhängigkeit des Oberflächenabtrages (plastischer Abtrag, Spröbruch, Gemisch) von der Schnitttiefe noch von der Vorschubgeschwindigkeit erkennbar. Als wesentlicher Einflußfaktor muß die Schärfe des Schleifinstrumentes gesehen werden. Weniger bedeutsam sind im Fall der Bearbeitung einer glatten Oberfläche der Kühlmittelzutritt und der Abtransport der

Schleifrückstände, die z.B. bei der Kroneninnenbearbeitung erschwert sind, die zu deutlich sichtbaren Schleifspuren führen und sich ungünstig auf die Materialeigenschaften auswirken [53].

Es konnte keine Korrelationen zwischen der Art des Materialabtrages und der Höhe der Biegefestigkeit nachgewiesen werden.

## **6.5 Fraktographische Oberflächenbefunde nach Untersuchung der Schädigungstiefe der halbierten Zirkondioxid-Zylinder**

Am Ausmaß der durch Seitenplanschleifen entstandenen oberflächlichen Schädigungszone, anhand der geteilten Zylinder, konnte nachgewiesen werden, dass die Schädigungstiefe beim Gegenlaufschleifen größer ist, als beim Gleichlaufschleifen. Beim Gegenlaufschleifen kommt es aufgrund des energetisch ungünstigeren Werkzeugeingriffes zu geringeren elastischen und plastischen Formänderungsvorgängen bei der Spanbildung [85].

## **6.6 Vertikaler Randspalt nach Holmes**

Bei der verwendeten 300-fachen Vergrößerung konnte ein Spalt ab 6  $\mu\text{m}$  eindeutig als Randspalt identifiziert werden. Randspaltbreiten von 0 bis 6  $\mu\text{m}$  wurden nicht berücksichtigt, da die Entscheidung, ob es sich um einen überstehenden oder exakt passgenauen Kronenrand handelte, nicht getroffen werden konnte.

Die signifikanten Unterschiede der Randspaltbreiten zwischen den mechanisch und den optisch digitalisierten Brückengerüsten beruhten auf den unterschiedlichen Herstellungsverfahren. Bei der mechanischen Digitalisierung wurde direkt das NEM-Prüfmodell digitalisiert, auf welchem die Randspaltmessung erfolgte. Für die optische Digitalisierung war hingegen der Zwischenschritt der Modellherstellung (Monophasenabformung) erforderlich. Der Fehler von Abformung und Modellherstellung muß mit 20 bis 70  $\mu\text{m}$  [54] in die Randspaltmessung einbezogen werden.

Keine Unterschiede der Randspaltbreiten zeigten sich zwischen den mechanisch digitalisierten uninfilierten und infilierten Gerüsten. Die Glasinfiltration und der Zeitpunkt des Aufpassens übten demnach keinen Einfluß auf die Paßgenauigkeit aus.

Die signifikanten Unterschiede zwischen den Kronen 1 und 2 könnten auf die Präparation der Stümpfe zurückzuführen sein. Stumpf 2 wurde aufgrund der Zahnform approximal paralleler als Stumpf 1 präpariert. Nahezu parallele Stumpfanteile führen

jedoch zu technischen Problemen bei der mechanischen und bei der optischen Digitalisierung sowie bei der Bearbeitung in der CNC-Einheit. Die genaue Ursache der signifikant unterschiedlichen Randspaltbreiten ist nicht abschließend zu klären.

Keinesfalls vernachlässigbar bei der Betrachtung der Randspaltbreiten ist das individuelle Geschick des Zahntechnikers beim Aufpassen der Gerüste auf die Stümpfe. Die sehr hohen, klinisch nicht akzeptablen Werte über 300 bis 400 µm bei beiden Herstellungsverfahren und beiden Kronen sind auf Randausbrüche bei diesem Aufpaßvorgang zurückzuführen. Diese beschränken sich auf kurze Abschnitte des Kronenrandes, was daran zu erkennen ist, dass mehr als 90 % (außer Krone 2 nach optischer Digitalisierung) aller gemessenen Randspaltbreiten kleiner oder gleich 200 µm sind. Diese Aussage kann nur getroffen werden, weil bei diesem mit bloßem Auge erkennbaren unregelmäßigen Randverlauf pro Krone ca. 100 Meßstellen vermessen wurden. Dies unterstreicht die Bedeutung der Anzahl der Meßpunkte, vor allem dann, wenn über die Leistungsfähigkeit der Fertigungsmethode eine Aussage getroffen werden soll.

*Rinke et al.* fanden 1994 [82] bei mit dem Celay<sup>®</sup>-System gefertigten Vita Celay<sup>®</sup> Alumina-Kronen<sup>2</sup> am Prämolaren im Mittel 44 µm und am Frontzahn 32 µm breite vertikale Randspalten nach zirkulärer Vermessung an 54 Meßpunkten. In einer 1995 durchgeführten Studie wurden von *Rinke et al.* [81] für die im Spritzguß nach *Kappert und Knode* [44] hergestellten Kronen (Zahn 21) und Brücken (21-23)<sup>3</sup> Medianwerte von 38 µm bzw. 51 µm nach zirkulärer Vermessung des vertikalen Randspaltes an 54 Meßpunkten pro Krone ermittelt. Die in der gleichen Studie veröffentlichten Randspaltbreiten für nach dem Celay<sup>®</sup>-System gefertigte In-Ceram-Kronen lagen im Median bei 38 µm, wogegen die der Brücken bei 52 µm lag (signifikante Unterschiede unabhängig vom Herstellungsverfahren). *Kappert und*

---

<sup>2</sup>idealisierte Stümpfe, Hohlkehlpräparation mit zervikalem Substanzabtrag von 1 mm; Zweiphasenabformung; Arbeitsmodellherstellung; Gerüstmodellation in Kunststoff von 0,5 mm Stärke; Kopierschleifen; Vitadur<sup>®</sup>-alpha-Verblendung

<sup>3</sup>Metallstümpfe: 21 und 21-23; 1 mm breite Stufe mit gerundetem Innenwinkel; Doppelmischabformung; Arbeitsmodellherstellung; Spritzguß bzw. Gerüstmodellation in Kunststoff mit Kopierschleifen; Vitadur<sup>®</sup>-alpha-Verblendung; Randspaltmessung an unzementierten Gerüsten auf Metallstümpfen

*Altwater* [41]<sup>4</sup> fanden ebenfalls hervorragende Paßgenauigkeiten von 38 µm bzw. 44 µm für im Schlickerverfahren hergestellte Kronen und Brücken.

Die von *Pröbster et al.* [75] ebenfalls im Schlickerverfahren hergestellten Einzelkronen<sup>5</sup> reihten sich mit mittleren Randspaltbreiten von 39 µm ein. Excellente Paßgenauigkeiten mit einem Median von 23 µm erreichten *Groten et al.* [24] bei kopiergefrästen Einzelkronen.

Die gesamte Verfahrenskette der mit dem Precident-DCS-System<sup>®</sup> gefertigten Brückengerüste weist im Bereich der Paßgenauigkeit, aufgrund der von uns gefundenen Randspaltbreiten von 86 bis 133 µm, scheinbar Verfahrensschwächen gegenüber den im vorigen Abschnitt erwähnten Systemen mit klinisch günstigeren Randspaltbreiten [24, 41, 81, 82] auf, wobei nochmals auf die eingeschränkte Vergleichbarkeit der Aussagen hingewiesen werden muß. Hauptfehlerquelle könnte das manuelle Kürzen des Randes sein, welches mit zunehmender Geschicklichkeit des Zahntechnikers zu weniger Randausbrüchen und einer verbesserten Paßgenauigkeit führt. Die größeren Randspaltwerte sind ebenfalls darauf zurückzuführen, dass sehr kleine Meßwerte von 0-6 µm in dieser Arbeit nicht berücksichtigt wurden.

## **6.7 Bruchfestigkeit der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste**

Die als notwendig erachtete Anfangsfestigkeit von 600 [44] bzw. 1000 N [102], welche den Einsatz vollkeramischer Brückensysteme im Seitenzahnbereich theoretisch ermöglicht, wurde von jedem der geprüften infiltrierten VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA - Brückengerüste überschritten, wobei durch die Glasinfiltration des porösen Ausgangsmaterials die Bruchfestigkeit um das Vierfache gesteigert wurde.

Über das qualitative Bruchverhalten trafen *Tinschert et al.* [102] im Zusammenhang mit Untersuchungen an IPS-Empress<sup>®</sup> -, Aluminium- und Zirkondioxidbrücken ähnliche Aussagen.

---

<sup>4</sup>Einzelkronen: 42, 43, 44; Brücke: 45-47; Superhartgipsmodelle mit Kunststoffzähnen; Abformung usw.; Randspaltnessung: zementiert, keine Aussage über Anzahl der Meßpunkte

<sup>5</sup>extrahierte Zähne; 1 mm breite Stufenpräparation; Abformung; Arbeitsmodellherstellung; Verblendung; Randspaltnessung: REM, zementiert, 160 bis 230 Meßpunkte

Die ermittelten Bruchfestigkeiten der infiltrierten Brückengerüste von 1600 bzw. 1720 N überstiegen die von *Tinschert et al.* [102]<sup>6</sup>, *Rinke et al.* [81]<sup>7</sup> und *Pröbster et al.* [75] (945-1350 N) ermittelten Werte, wogegen *Kappert und Knode* [44] diese im Schlickerverfahren (2250 N), als auch im Spritztechnikverfahren [43] (2225 N) übertraf. Wie im Fall der Randspaltnmessungen muß auch hier auf die eingeschränkte Vergleichbarkeit (Herstellungsverfahren, Dimensionierung der Gerüste, Verblendung, Lagerung) der Meßwerte hingewiesen werden.

Bei der Betrachtung der Ergebnisse muß beachtet werden, dass neben der Dimensionierung der Brücken auch die starre Lagerung einen positiven Einfluß auf die von uns erzielten Festigkeitswerte hatte. Bei starrer Lagerung entfallen Biegemomente und Scherkräfte, wie sie bei beweglicher Pfeilerlagerung und somit auch im Mund bei Kaubelastung auftreten [44, 102]. Es kann also davon ausgegangen werden, dass die von uns erzielten Bruchlasten unter Kaubelastung unterschritten werden. Andererseits kann davon ausgegangen werden, dass durch eine keramische Verblendung eine Steigerung der Bruchfestigkeiten zu erzielen ist [44, 102].

Außerdem konnte gezeigt werden, dass bei einer Überdimensionierung der Verbindungselemente und des Brückenzwischenliedes auch bei mehrfach wiederholtem Infiltrationsbrand unvollständig infiltrierte Brückengerüstanteile entstanden, da die Glasinfiltrationsfähigkeit trotz erhöhter Kapillarität der Rohlinge beschränkt ist. Außerdem nimmt mit zunehmendem Volumen die Wahrscheinlichkeit zu, kritische Fehlstellen einzubringen. Eine Überdimensionierung führt nicht zwangsläufig zu höheren Bruchfestigkeiten.

---

<sup>6</sup>Celay-Verfahren

<sup>7</sup>verblendet; Spritztechnik, Median 1050 N; Celay-Verfahren, Median 1164 N

## 7 Schlußfolgerung

Die IPS Empress 2<sup>®</sup> - Keramik wies im Vergleich zur IPS Empress<sup>®</sup> - Keramik nahezu doppelt so hohe Biegefestigkeiten auf. Ebenso konnte die Bruchzähigkeit gesteigert werden.

Positiv sind die Werkstoffeigenschaften der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Keramik zu werten. Aus klinischer Sicht führte die Herstellung von CAD/CAM - gefertigten Brückengerüsten (Brücken) aus VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA zu akzeptablen Passgenauigkeiten. Die gute Ästhetik, die Biokompatibilität und positive, das Indikationsgebiet nicht überschreitenden klinische Langzeitstudien [28<sup>8</sup>, 62<sup>9</sup>, 84<sup>10</sup>], tragen ebenfalls dazu bei, dass dieses Material auch weiterhin eine große Rolle spielen wird.

Den drei Glaskeramiken weit überlegen waren die Werkstoffeigenschaften der Zirkondioxid – Keramik.

Die labortechnische Bearbeitung von fertiggesinterten Zirkondioxidblöcken im Precident-DCS<sup>®</sup>-System ist möglich. Der Bearbeitungseinfluß auf die Materialeigenschaften ist sehr groß. Die zeitsparende Bearbeitung mit hoher Werkstückvorschubgeschwindigkeit und Schnitttiefe führt durch den Überlagerungseffekt der induzierten Eigenspannungen zu einer hohen Bruchzähigkeit und ausreichend hohen Biegefestigkeit um CAD/CAM-gefertigter Zirkondioxidbrückengerüste im Seitenzahnbereich herzustellen.

---

<sup>8</sup>Vier-Jahres-Überlebensraten für Einzelkronen: 80 Front- und Seitenzahnkronen incl. Implantatsuprastrukturen: 1% Sekundärkaries, 1 Prämolaren-Krone mit Verblendungsfraktur, 1 Molaren-Krone mit Gerüstfraktur

<sup>9</sup> Drei-Jahres-Überlebensraten von Einzelkronen im Front- (98 %) und Prämolarenbereich (94 %)

<sup>10</sup> Frakturnrate von 6038 Kronen nach 10 Jahren in-vivo 1 %

## 8 Zusammenfassung

Die bearbeitungsbedingte Beeinflussung der Materialeigenschaften der yttriumstabilisierten Zirkondioxidkeramik bei der simulierten Innenbearbeitung von Kronen und Brücken ist im Anschluß zusammenfassend dargestellt. Die Ergebnisse ermöglichen eine gezielte Auswahl geeigneter Bearbeitungsparameter. Die Bewertung der Zirkondioxidkeramik erfolgte anhand einer Gegenüberstellung genormter Prüfkörper etablierter Werkstoffe für keramische zahnärztliche Restaurationen.

Der Einfluß des Digitalisierverfahrens auf die Paßgenauigkeit von VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüsten, welche mit dem Precident-DCS-Systems<sup>®</sup> gefertigt wurden, ist erkennbar. Die Glasinfiltration nach der abgeschlossenen Bearbeitung der Gerüste wirkt sich nicht auf die Paßgenauigkeit aus.

- Die Biegefestigkeit der IPS Empress 2<sup>®</sup> Prüfkörper war mit oder ohne TWL (trocken oder glasiert) fast doppelt so groß, wie die Biegefestigkeit der IPS Empress<sup>®</sup> Prüfkörper.
- Die unglasierten IPS Empress 2<sup>®</sup> Prüfkörper erzielten die höchsten Biegefestigkeiten in der Gruppe der Pressglaskeramiken.
- Durch die Thermozyklierung verlor die IPS Empress 2<sup>®</sup> - Keramik ca. 10 % ihrer Anfangsfestigkeit.
- Die Vickershärten von IPS Empress 2<sup>®</sup> und IPS Empress<sup>®</sup> waren annähernd gleich.
- Die Bruchzähigkeiten der IPS Empress 2<sup>®</sup> Prüfkörper waren unmerklich höher als die Bruchzähigkeiten der IPS Empress<sup>®</sup> Prüfkörper.
  
- Die Biegefestigkeit, die Bruchzähigkeit und die Vickershärte der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Blanks waren ungefähr doppelt so hoch wie die der IPS Empress 2<sup>®</sup> Prüfkörper.
- Die Biegefestigkeit der glasinfiltrierten VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Blanks nahm durch die Thermozyklierung rund 7 % ab.
  
- Die Biegefestigkeiten der einzelnen Zirkondioxid-Versuchsgruppen mit unterschiedlicher Schnitttiefe und Werkstückvorschubgeschwindigkeit unterschieden sich nicht signifikant voneinander. Die langsamste Vorschubgeschwindigkeit in Kombination mit der geringsten Schnitttiefe lieferte die besten Ergebnisse, benötigte



aber die meiste Zeit. Ähnlich hohe Biegefestigkeiten wurden mit schnellster Vorschubgeschwindigkeit und höchster Schnitttiefe bei erheblich niedrigerem Zeitaufwand erzielt.

- Im Vergleich zur geläpften Referenzgruppe kam es durch die Oberflächenbearbeitung zur einer Festigkeitseinbuße über 50 %.
- Bei den Zirkondioxid-Versuchsgruppen nahm die Größe und die Streuung der korrigierten Weibullmoduli von der langsamsten zur schnellsten Vorschubgeschwindigkeit ab und war bei der schnellsten Vorschubgeschwindigkeit für alle Schnitttiefen praktisch identisch und am kleinsten. Am größten war das korrigierte Weibullmodul bei den geläpften Referenzproben.
- Die Weibullfestigkeit  $\sigma_{63,21}$  % war für die geläpften Referenzproben am höchsten, gefolgt von den mit der langsamsten Vorschubgeschwindigkeit gefertigten Proben.
- Die  $k_{lc}$ -Werte waren von den Bearbeitungsparametern abhängig. Der  $k_{lc}$ -Wert wurde durch den Effekt der bearbeitungsinduzierten Eigenspannungen zum Indikator der Bearbeitungsparameter. Die Werte stiegen mit zunehmender Werkstückvorschubgeschwindigkeit und zunehmender Schnitttiefe an.
- Die Oberflächenrauigkeit in Längsrichtung wurde scheinbar nur von der Vorschubgeschwindigkeit und nicht von der Schnitttiefe beeinflusst. In Querrichtung ließ sich eine Rauigkeitstendenz in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit und der Schnitttiefe erkennen. Die Rauigkeiten schienen mit zunehmender Schnitttiefe und zunehmender Werkstückvorschubgeschwindigkeit zuzunehmen.
- Nach Auswertung der Oberflächenanalyse war die Art des Materialabtrages weder von der Schnitttiefe noch von der Vorschubgeschwindigkeit abhängig. Die Schädigungstiefe bei der Oberflächenbearbeitung durch Schleifen betrug rund 20  $\mu\text{m}$  und war beim Gegenlaufschleifen größer als beim Gleichlaufschleifen. Risse konnten nur bei zuletzt im Gegenlauf bearbeiteten Proben gefunden werden.
- Die Bearbeitung führte zu einer Abnahme der Biegefestigkeit und gleichzeitig zu einer Zunahme der Rißzähigkeit durch das Einbringen von Druckeigenspannungen. Die eingebrachten Druckeigenspannungen (vor allem bei hohen Schleiftemperaturen) waren scheinbar um so größer, je höher die Werkstückvorschubgeschwindigkeit und je größer die Schnitttiefe waren. Die bearbeitungsinduzierten Druckeigenspannungen überlagerten und steigerten die

bearbeitungsabhängige Bruchfestigkeit derart, dass diese Bearbeitungsabhängigkeit nicht mehr erkennbar war.

- Die unterschiedlichen Herstellungsverfahren der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA Brückengerüste (mechanische und optische Digitalisierung) bewirkten signifikante Unterschiede der Randspaltbreiten durch den Abformeffekt. Die mechanische Digitalisierung führte zu kleineren Randspalten.
- Die Glasinfiltration übte keinen Einfluß auf die Paßgenauigkeit aus. Mehr als 90 % (außer Krone 2 nach optischer Digitalisierung) aller gemessenen Randspaltbreiten waren kleiner oder gleich 200 µm. Die Hauptfehlerquelle war das manuelle Kürzen des Randes, welches mit zunehmender Geschicklichkeit des Zahntechnikers zu weniger Randausbrüchen und einer verbesserten Paßgenauigkeit führen könnte.
- Durch die Glasinfiltration des porösen Ausgangsmaterials wurde die Bruchfestigkeit der VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA – Brückengerüste um das Vierfache gesteigert. Die als notwendig erachtete Anfangsfestigkeit 1000 N wurde von allen infiltrierten VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA - Brückengerüsten überschritten.
- Bei einer Überdimensionierung der Verbindungselemente und des Brückenzwischenliedes kam es auch bei mehrfach wiederholten Infiltrationsbränden zu unvollständig infiltrierten Brückengerüsten, da die Glasinfiltrationsfähigkeit trotz Erhöhung der Kapillarität der Rohlinge beschränkt ist. Eine Überdimensionierung führte nicht zwangsläufig zu höheren Bruchfestigkeiten.
- Die initiale Rißbildung begann immer im Bereich des Kronenrandes und setzte sich über die Vestibulärfläche nach inzisal zum Übergang vom Brückenzwischenlied zu den Pfeilerkronen in Richtung Krafteinleitungspunkt fort.

Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse sollten Restaurationen aus IPS Empress<sup>®</sup> und IPS Empress 2<sup>®</sup> die vom Hersteller angegebenen Indikationsgebiete nicht überschreiten. Der vom Hersteller empfohlenen Einsatz von IPS Empress 2<sup>®</sup> -Vollkeramikbrücken im Front- und Seitenzahnbereich bis maximal des zweiten Prämolaren ist aufgrund der mechanischen Eigenschaften der Prüfkörper, im Gegensatz zu VITA CELAY<sup>®</sup> ALUMINA, bedenklich. Demgegenüber scheinen die Materialeigenschaften der Zirkondioxidkeramik eine Erweiterung des Indikationsgebietes vollkeramischen Zahnersatzes auf das Seitenzahngebiet zu ermöglichen.

## 9 Literaturverzeichnis

1. Becker J., Heidemann D.:  
Entwicklungsstand und Probleme des Einsatzes von CAD/CAM Systemen. Dtsch Zahnärztl Z 48; 611-617 (1993)
2. Bieniek W. K., Marx R.:  
Die mechanische Belastbarkeit neuer vollkeramischer Kronen- und Brückenmaterialien. Schweiz Monatsschr Zahnmed 104; 284-289 (1994)
3. Biffar R., Weltzsch U.:  
Zur Paßgenauigkeit von Verblendkronen mit keramischen Schultermassen. Dtsch Zahnärztl Z 44; 779-782 (1989)
4. Biffar R.:  
Zur Auswertung von Randspaltmessungen an festsitzendem Zahnersatz. Dtsch Zahnärztl Z 46; 523-525 (1991)
5. Biokeramik-Hüftgelenksimplantate. TKT Metoxit AG. Technische Keramik Thayngen. SWIP AG. Saphirwerk Industrieprodukte AG, Brügg
6. Blumenauer H., Pusch G.:  
Ermittlung bruchmechanischer Werkstoffkennwerte. In: Technische Bruchmechanik. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig-Stuttgart (1993)
7. Burger W.:  
Zirkonoxid in der Medizintechnik. Erg.-Lfg. – Keramische Werkstoffe; 1-49 (1996) 4
8. CELAY® Kronen- und Brückenkurs mit VITA In-Ceram® Technik. Die Herstellung vollkeramischer Gerüste in der Zahnprothetik. VITA, Zahnfabrik Rauter /Bad Säckingen
9. Christel P., Meunier A., Heller M., Torre J.P., Peille C.N.:  
Mechanical properties and short-term in-vivo evaluation of yttrium-oxide partially-stabilized Zirconia. J Biomed Mater Res 23; 45-61 (1989)
10. Claus H.:  
Vita In-Ceram, ein neues Verfahren zur Herstellung oxidkeramischer Gerüste für Kronen und Brücken. Quintessenz Zahntech 16; 35-46 (1990)
11. DIN-51110 Teil 3. Beuth Berlin; (1993)-09
12. DIN-843-1. Beuth Berlin; (1995)-04.
13. Dong J. K., Lüthy H., Wohlwend A., Schärer P.:  
Heißpreß-Keramik – Technologie und Festigkeit. Quintessenz 43; 1373-1385 (1992)
14. Dreyer-Jorgensen K.:  
Prüfungsergebnisse zahnärztlicher Gußverfahren. Dtsch Zahnärztl Z 13; 461 (1958)
15. Fan P. L., Stanford J. W.:  
Ceramics: their place in dentistry. Int Dent J 37; 197-200 (1987)
16. Fischer H., Edelhoff D., Marx R.:  
Mechanische Beanspruchbarkeit von Zirkonoxid-Wurzelstiften. Dtsch Zahnärztl Z 53; 854-858 (1998)

17. Fischer J., Schmid M., Kappert H. F., Strub J. R.:  
Gefügeausbildung der dentalkeramischen Kernmasse In-Ceram und thermische Dehnung ihrer Einzelkomponenten. Dtsch Zahnärztl Z 46; 461-463 (1991)
18. Fischer-Brandies E., Pratzel H., Wendt T.:  
Zur radioaktiven Belastung durch Implantate aus Zirkonoxid. Dtsch Zahnärztl Z 46; 688-690 (1991)
19. Fischer-Brandies E., Winkler R., Roos H., Peter M.:  
Zur Bedeutung der Emission von  $\alpha$ -Strahlung aus Zirkonoxiden. Vortrag auf der 43. Jahrestagung der DGZPW e.V. Mainz (1994)
20. Fradeani M., Aquilano A.:  
Clinical experience with empress crowns. Int J Prosthodont 10; 241-247 (1997)
21. Geis-Gerstorfer J., Kanjantra P., Pröbster L., Weber H.:  
Untersuchung der Bruchzähigkeit und des Rißwachstums zweier vollkeramischer Kronen- und Brückensysteme. Dtsch Zahnärztl Z 48; 685-691 (1993)
22. Geis-Gerstorfer J., Kanjantra P.:  
Zum Einfluß der Prüfmethode auf die Biegefestigkeit von IPS-Empress und In-Ceram. Dtsch Zahnärztl Z 47; 618-621 (1992)
23. Groten M., Axmann D., Pröbster L., Weber H.:  
Determination of the minimum number of marginal gap measurements required for practical in-vitro testing. J Prosthet Dent 83; 40-49 (2000)
24. Groten M., Girthofer S., Pröbster L.:  
Marginal fit consistency of copy-milled all-ceramic crowns during fabrication by light and scanning electron microscopic analysis in vitro. Oral Rehabil 24; 871-881 (1997)
25. Hahn R., Löst C.:  
Experimentelle Festigkeitsbestimmung sprödharter Restaurationswerkstoffe. Dtsch Zahnärztl Z 48; 484-487 (1993)
26. Hahn R., Löst C.:  
Konventionelle Dentalporzellane versus bruchzähe Hochleistungskeramiken. Dtsch Zahnärztl Z 47; 659-664 (1992)
27. Hahn R., Wolf M.:  
Teil II: Hochleistungskeramik und sonoerosive Fertigungstechnik. dental-labor XLII; 169-177 (1994)
28. Haselton D. R., Diaz-Arnold A. M., Hillis S. L.:  
Clinical assesment of high-strength all-ceramic crowns. J Prosthet Dent 83; 396-401 (2000)
29. Hayashi K., Inadome T., Tsumura H., Mashima T., Sugioka Y.:  
Bone-implant interface mechanics of in vivo bio-inert ceramics. Biomaterials 14; (1993)
30. Hayashi K., Matsuguchi N., Uenoyama K., Sugioka Y.:  
Re-evaluation of the biocompatibility of bioinert ceramics in vivo. Biomaterials 13; 195-200 (1992)
31. Hench L. L.:  
Bioceramics, A Clinical Success. Am Ceramic Soc Bull; 67-74 (1998)
32. Hennike H. W.:  
Werkstoffsystematik keramischer Stoffe. Clausthal-Zellerfeld; 7-10

33. Hessert R.:  
Bearbeitungseigenstressen, Randschichtschädigungen und Festigkeiten geschliffener Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>- und ZrO<sub>2</sub>-Keramiken. Diss Univ Karlsruhe (1998)
34. Holmes J. R., Bayne S. C., Holland G. A., Sulik W. D.:  
Considerations in measurements of marginal fit. J Prosthet Dent 62; 405-408 (1989)
35. Hopf T., Scherr O., Glöbel B., Hopf Ch.:  
Vergleichende tierexperimentelle Untersuchungen zur Gewebeverträglichkeit und Messungen der Radioaktivität verschiedener Röntgenkontrastmittel. Z Orthop 127; 620 (1989)
36. Hüls A.:  
Zum Stand der klinischen Bewährung infiltrationskeramischer Verblendkronen. Dtsch Zahnärztl Z 50; 674-676 (1995)
37. IPS Empress 2® Verarbeitungsanleitung. IVOCLAR, Schaan/Liechtenstein (1998)
38. IPS Empress 2®: Die Vollkeramikbrücke und mehr. Ivoclar Vivadent Report. Wiss. Dienst, Ivoclar, Schaan/Liechtenstein; (1998)
39. IPS Empress® Verarbeitungsanleitung. IVOCLAR, Schaan/Liechtenstein
40. IPS-Empress® 2. Wissenschaftliche Dokumentation. Forschung und Entwicklung. Wiss. Dienst, Ivoclar, Schaan/Liechtenstein (1999) 1
41. Kappert H. F., Altvater A.:  
Feldstudie über die Paßgenauigkeit und das Randschlußverhalten von In-Ceram-Kronen und -Brücken. Dtsch Zahnärztl Z 46; 151-153 (1991)
42. Kappert H. F., Knipp U., Wehrstein A., Kmitta M., Knipp J.:  
Festigkeit von Zirkonoxid-verstärkten Vollkeramikbrücken aus In-Ceram. Dtsch Zahnärztl Z 50; 683-685 (1995)
43. Kappert H. F., Knöde H., Schultheiss R.:  
Festigkeitsverhalten der In-Ceram-Keramik bei mechanischer und thermischer Wechsellast im Kunstspeichel. Dtsch Zahnärztl Z 46; 129-131 (1991)
44. Kappert H. F., Knöde H.:  
In-Ceram auf dem Prüfstand. Quintessenz Zahntech 16; 980-1002 (1990)
45. Kappert H.F.:  
Werkstoffkundliche Grundlagen der Dentalkeramik. In: Vollkeramik. Quintessenz Berlin; 19-40 (1996)
46. Kern M., Knöde H.:  
Stiftkernaufbauten aus In-Ceram – Direkte und indirekte Methode. Quintessenz Zahntech 17; 917-925 (1991)
47. Kern M., Strub J. R.:  
Klinische Anwendung und Bewährung von Adhäsivbrücken aus der Aluminiumoxidkeramik In-Ceram. Dtsch Zahnärztl Z; 532-535 (1992)
48. Kröncke A.:  
Sekundärkaries. Zahnärztl Welt 4; 523 (1949)

49. Krumbholz K.:  
Stand und Entwicklung von Dentalkeramiken. ZWR 101; 193-199 (1992)
50. Lehner C., Studer S., Brodbeck U., Scharer P.:  
Short-term results of IPS-Empress full-porzellain crowns. J Prosthodont 6; 20-30 (1997)
51. Luthardt R., Herold V., Sandkuhl O., Reitz B., Knaak P., Lenz E.:  
Kronen aus Hochleistungskeramik. Dtsch Zahnärztl Z 53; 280-285 (1998)
52. Luthardt R., Holzhüter M., Reitz B., Knaak J.P., Sandkuhl O., Herold V.:  
Vergleich unterschiedlicher Verfahren zur Herstellung von Kronengerüsten aus Hochleistungskeramiken. Swiss dent 19; 5-12 (1998) 6
53. Luthardt R., Holzhüter M., Sandkuhl O., Herold V., Walter, M.:  
Festigkeit und Randzonenschädigung von Zirkonia-TZP-Keramik nach simulierter Innenbearbeitung von Kronen. Dtsch Zahnärztl Z 55; 785-789 (2000)
54. Luthardt R., Kühmstedt P., Walter M.:  
Digital 3D-measurement method for accuracy testing of dental impressions. J Dent Res 79; Abstract 3788 (2000)
55. Luthardt R., Musil R.:  
CAD/CAM-gefertigte Kronengerüste aus Zirkondioxid-Keramik. Dtsch Zahnärztl Z 52; 380-384 (1997)
56. Luthardt R., Musil R.:  
Das Precident-DCS-System für Kronen und Brücken – CAD/CAM-gefertigter Zahnersatz aus Titan und Zirkonoxid. Phillip J 13; 217-225 (1996)
57. Luthardt R., Musil R.:  
Hochleistungskeramik und CAD/CAM-Technologie in der Zahnmedizin - Zur Frage der dentaltechnologischen Bearbeitbarkeit von Zirkondioxid-Keramik. Swiss dent 11-S; 37-41 (1996)
58. Luthardt R., Sandkuhl O., Herold V., Walter M.:  
Accuracy of mechanical digitizing with a CAD/CAM system for fixed appliances. Int J Prosthodont 14; 146-151 (2001)
59. Luthardt R.;  
Das Precident DCS-System-Stand und Perspektiven der Bearbeitung von Zirkondioxid-Keramik. dental-labor; 2187-2195 (1997)
60. Maier H. R.:  
Leitfaden technische Keramik. Werkstoffkunde II. Keramik. Selbstverlag Institut für keramische Komponenten im Maschinenbau, Aachen (1991)
61. Marx R.:  
Moderne keramische Werkstoffe für ästhetische Restaurationen - Verstärkung und Bruchzähigkeit. Dtsch Zahnärztl Z 48; 229-236 (1993)
62. McLaren E. A., White S. N.:  
Survival of In-Ceram crowns in a private practice: a prospective clinical trial. J Prosthet Dent 83; 216-22 (2000)

63. Meyenberg K. H., Lüthy H., Schärer P.:  
Zirconia Posts: A New All-Ceramic Concept for Nonvital Abutment Teeth. *J Esthet Dent* 7; 73-80 (1995)
64. Molin M., Karlsson S.:  
The fit of gold inlays and three ceramic inlay systems. *Acta Odontol Scand* 51; 201-206 (1993)
65. Mörmann W.H., Bindl A.:  
The Cerec 3 – A quantum leap for computer-aided restorations: Initial clinical results. *Quintessence Internat* 31; 699-712 (2000)
66. Müller N., Morneburg Th.:  
Kronenrandpassung unter Praxisbedingungen. *Phillip J* 13; 321-328 (1996)
67. Munz D.:  
Werkstoffmechanische Charakterisierung keramischer Werkstoffe. In: *Hochfeste Ingenieurkeramik*. Haus der Technik. Vortragsveröffentlichung 519, Tagung Essen; 10-16 (1987)
68. Nakamoto H., Sugisawa H., Kawahara K.:  
Microstructure of Etched “IPS Empress” Heat-Pressed Ceramic Observed by SEM. *J Nihon Univ Sch Dent* 38; 31-36 (1996)
69. Nathaniel P.:  
CAD/CAM dentistry. *Ann Roy Australas Coll Dent Surg* 13; 99-107 (1996)
70. Natt G., Marx R., Spiekermann H., Tinschert J.:  
Metallfreie Frontzahnbrücken aus Hochleistungskeramik. *dental-labor*, XLVII; 999-1010 (1999)
71. Pospiech P., Rammelsberg P., Gernet W., Schneider-Feyrer S.:  
Untersuchungen der Biegefestigkeit und der Gefügestruktur der faserverstärkten Keramik Mirage II im Vergleich mit bekannten Keramiken. *ZWR* 101; 436-438 (1992)
72. Preston J. D., Duret F.:  
CAD/CAM in dentistry. *AO*, Volume 89; 71-77 (1996)
73. Pröbster L., Diehl J.:  
Klinik und Technik des keramischen Kronen- und Brückensystems In-Ceram. *Quintessenz*; 613-624 (1990)
74. Pröbster L., Groten M., Girthofer S.:  
Kopiergefräste, glasinfiltrierte Aluminiumoxid-Keramikkronen. *Phillip J* 11; 577-584 (1994)
75. Pröbster L., Weber H., Diehl J., Weigel E.:  
Erste klinische und werkstoffkundliche Erfahrungen mit dem vollkeramischen Kronen- und Brückensystem In-Ceram. *ZWR* 99; 816-820 (1990)
76. Pröbster L.:  
Four year clinical study of glass-infiltrated, sintered alumina crowns. *Oral Rehabil* 23; 147-151 (1996)
77. Qualtrough A. J. E., Piddock V.:  
Dental CAD/CAM: A Millstone or a Milestone? *Dental Technology*; 200-204 (1995)
78. Rekow E. D.:  
Dental CAD/CAM systems. What is the state of the art? *JADA* 122; 43-48 (1991)

79. Richerson D. W.:  
Modern ceramic engineering. Marcel Dekker Inc., New York (1982). In: Fischer H., Edelhoff D., Marx R.: Mechanische Beanspruchbarkeit von Zirkonoxid-Wurzelstiften. Dtsch Zahnärztl Z 53; 854-858 (1998)
80. Richter H.:  
Unterkritische Rißausbreitung in keramischen Werkstoffen. Ber Dt Keram Ges 54; 405-409 (1977)
81. Rinke S., Hüls A., Chafizadeh A.:  
Vergleichende Qualitätsbeurteilung kopiergefrster vollkeramischer Kronen und Brücken (Celay<sup>®</sup> / In-Ceram<sup>®</sup>). Dtsch Zahnärztl Z 50; 671-673 (1995)
82. Rinke S., Margraf G., Jahn L., Hüls A.:  
Qualitätsbeurteilung von kopiergefrsten vollkeramischen Kronengersten. Schweiz Monatsschr Zahnmed 104; 1495-1499 (1994)
83. Roulet J. F.:  
Werkstoffkundliche Parameter und ihre Auswirkungen auf die Klinik. Dtsch Zahnärztl Z 43; 887-892 (1988)
84. Sadoun M.:  
In-Ceram: 10 Jahre in der Erprobung – Systembeschreibung, Verfahrensablauf und klinische Erfahrung mit der Infiltrationskeramik In-Ceram. In: Kappert H. F.: Vollkeramik. Werkstoffkunde – Zahntechnik – Klinische Erfahrung. Quintessenz Berlin; 193-210 (1996)
85. Sandkuhl O.:  
Technologische Untersuchungen zum Schleifen von Zirkonoxid für dentale Anwendungen. Diplomarbeit Univ Jena (1996)
86. Schäfer R., Kappert H. F.:  
Die chemische Löslichkeit von Dentalkeramiken. Dtsch Zahnärztl Z 48; 625-628 (1993)
87. Scherrer S. S., Denry I. L., Wiskott H. W. A.:  
Comparison of three fracture toughness testing techniques using a dental glass and a dental ceramic. Dent Mater 14; 246-255 (1998)
88. Schwickerath H.:  
Neue Dentalkeramiken im Vergleich. ZWR 101; 286-288 (1992)
89. Schwickerath H.:  
Werkstoffkundliche Bewertung keramischer Kronen. Zahnärztl Mitt 77; 2422-2427 (1987)
90. Seghi R. R., Rosenstiel S. F.:  
Relative fracture toughness and hardness of new dental ceramics. J Prosth Dent 74; 145-150 (1995)
91. Seghi R., Sorensen J.:  
Relative Flexural Strength of Six New Ceramic Materials. Internat J Prothodont 8; 239-246 (1995)
92. Sjogren G., Lantto R., Granberg A., Sundstrom B. O., Tillberg A.:  
Clinical examination of leucite-reinforced glass-ceramic crowns (Empress) in general practice: a retrospective study. Int J Prosthodont 12; 122-128 (1999)
93. Sorensen J. A., Choi C., Fanuscu M. I., Mito W. T.:  
IPS Empress crown system: three-year clinical trial result. J Calif Dent Assoc 26; 130-136 (1998)



94. Sorensen J. A., Cruz M., Mito W. T., Raffener O., Meredith H. R., Foser H. P.:  
A clinical investigation on three-unit fixed partial dentures fabricated with a lithium disilicate glass-ceramic. *Pract Periodontics Aesthet Dent* 11; 95-106 (1999)
95. Sorensen J. A., Kang S. K., Torres T. J., Knode H.:  
In-Ceram fixed partial dentures: three-year clinical trial results. *J Calif Dent Assoc* 26; 207-214 (1998)
96. Spur G., Tio T. H.:  
Schleifschäden an der Oberflächenrandzone keramischer Werkstoffe. *Keramikbearbeitung. IDR*; 234-242 (1987)
97. Stevens R.:  
Zirconia and Zirconia Ceramics. An introduction to Zirconia. Magnesium Elektron Publication No. 113, Litho 2000, Twickenham/UK (1986)
98. Strub J. R.:  
Vollkeramische Systeme. *Dtsch Zahnärztl Z* 47; 566-571 (1992)
99. Strupowsky M.:  
Das Precident-DCS-System Numerisch gesteuerte Zahntechnik. *dental-labor*, XLII; (1994)
100. Sturzenegger B., Feher A., Lüthy H., Schumacher M., Loeffel O., Filser F., Kocher P., Gauckler L., Schärer P.:  
Klinische Studie von Zirkonoxidbrücken im Seitenzahngebiet hergestellt mit dem DCM-System. *Acta Med Dent Helv* 5; 131-137 (2000)
101. Tinschert J., Dicks Ch., Färber H., Marx R.:  
Bruchwahrscheinlichkeit von verschiedenen Materialien für vollkeramische Restaurationen. *Dtsch Zahnärztl Z* 51; 406-409 (1996)
102. Tinschert J., Natt G., Dose B., Fischer H., Marx R.:  
Seitenzahnbrücken aus hochfester Strukturkeramik. *Dtsch Zahnärztl Z* 54; 545-550 (1999)
103. VITA Vollkramik. Verarbeitungsanleitung. Gerüstherstellung. VITA Zahnfabrik Rauter, Bad Säckingen/Germany (1999)
104. Vorstellung der Metoxit / Swip Biokeramik. TKT Technische Keramik Thayngen. Metoxit AG. Swip Saphierwerk Industrieprodukte AG, Brugg (1995)
105. Wagner W. C., Chu T. M.:  
Biaxial flexural strength and indentation fracture toughness of three new dental core ceramics. *J Prosthet Dent* 76; 141-144 (1996)
106. Willmann G.:  
Basis für die konstruktive Gestaltung keramischer Bauteile. In: *Hochfeste Ingenieurkeramik*. Haus der Technik, Vortragsveröffentlichungen 519, Springer, Heidelberg; 38-43 (1986)
107. Willmann G.:  
Normung von Zirkonoxidkeramik für Hüftendoprothesen. *Biomed. Technik* 42; 342-346 (1997)
108. Wohlwend A., Studer St., Schärer P.:  
Das Zirkonoxidabutment – ein neues vollkeramisches Konzept zur ästhetischen Verbesserung der Suprastruktur in der Implantologie. *Quintessenz Zahntechnik* 22; 364-381 (1996)

109. Yoichiro I., Yasumasa A., Hirosama N., Hiromichi T.:  
Tissue compatibility and stability of a new zirconia ceramic in vivo. J Prosthet Dent 68; 322-326 (1992)
110. Ziegler G.:  
Entwicklungstendenzen und neue Werkstoffentwicklungen. In: Hochfeste Ingenieurkeramik. Haus der Technik, Vortragsveröffentlichung 519, Tagung Essen; 50-59 (1987)
111. Ziegler G.:  
Keramische Konstruktionswerkstoffe - Stand der Technik. In: Hochfeste Ingenieurkeramik. Haus der Technik. Vortragsveröffentlichung 519, Tagung Essen; 3-8 (1987)

### **Ehrenwörtliche Erklärung:**

Hiermit erkläre ich, dass mir die Promotionsordnung der Medizinischen Fakultät der Friedrich-Schiller-Universität bekannt ist,

ich die Dissertation selbst angefertigt habe und alle von mir benutzten Hilfsmittel, persönliche Mitteilungen und Quellen in meiner Arbeit angegeben sind,

mich folgende Personen bei der Auswahl und Auswertung des Materials sowie bei der Herstellung des Manuskripts unterstützt haben:

Prof. Dr. Welker (Leiter des Bereichs Werkstoffkunde und Technologie der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der FSU Jena)

Dr. Luthardt (Oberarzt der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der TU Dresden)

die Hilfe eines Promotionsberaters nicht in Anspruch genommen wurde und dass Dritte weder unmittelbar noch mittelbar geldwerte Leistungen von mir für Arbeiten erhalten haben, die im Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Dissertation stehen,

dass ich die Dissertation noch nicht als Prüfungsarbeit für eine staatliche oder andere wissenschaftliche Prüfung eingereicht habe und

dass ich die gleiche, eine in wesentlichen Teilen ähnliche oder eine andere Abhandlung nicht bei einer anderen Hochschule als Dissertation eingereicht habe.

## Lebenslauf

Name:	Holzhüter
Vorname:	Sonja Mandy
geboren am:	25.04.1975
Geburtsort:	Stollberg / Erzgebirge
Familienstand:	ledig
Anschrift:	Moritzstraße 22, 08056 Zwickau
Schulausbildung:	08/1981 - 06/1991 Oberschule IV Oelsnitz / Erzgebirge 08/1991 - 06/1993 Außenstelle des Gymnasiums „Am Sandberg“ Wilkau-Haßlau in Mülsen St. Micheln
Studium:	10/1993 - 01/1999 Studium der Zahnmedizin an der Friedrich Schiller Universität in Jena
Famulatur:	07 - 08/1997 in Thailand im Mae Sariang Hospital
01.05.1999 – 30.09.1999	Ausbildungsassistentin in der allgemein Zahnärztlichen Praxis von Frau Dr. Assig, Dresden
01.10.1999 – 31.05.2000	Wissenschaftliche Mitarbeiterin in der Abteilung für Zahnärztliche Prothetik der TU Dresden
01.10.1999 – 31.08.2000	Ausbildungsassistentin in der allgemein Zahnärztlichen Praxis von Frau Reichardt, Thurm
seit 05.09.2000	Entlastungsassistentin in der Kieferorthopädischen Gemeinschaftspraxis Dr. Löffler und Kollegen, Zwickau

## **Dank**

Die vorliegende Arbeit entstand während meines Studiums an der Friedrich Schiller Universität Jena und meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin in der Abteilung für Zahnärztliche Prothetik an der Universität Carl Gustav Carus in Dresden.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Welker, Leiter des Bereichs Werkstoffkunde und Technologie der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der FSU Jena, der die Betreuung meiner Arbeit übernahm. Herrn Dr. Luthardt, OA der Abteilung für Zahnärztliche Prothetik der TU Dresden (Direktor: Prof. Dr. med. Walter), der meine Forschungstätigkeit intensiv unterstützte und mir stets mit zahlreichen Anregungen und Hilfestellungen zur Seite stand. Außerdem danke ich ihm für die kritische Durchsicht meiner Arbeit und die daraus resultierenden wertvollen Hinweise zu deren Gelingen.

Ferner gilt mein Dank Herrn Dr. Göbel, Abteilung für Werkstoffkunde und Technologie der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der FSU Jena, Herrn Dr. Ing. Herold, Lehrstuhl Oberflächentechnologie (Direktor: Prof. Dr. Ing. habil. Adam), Arbeitsgruppe Oberflächenbearbeitung und Herrn Dr. Ing. Schnapp, Lehrstuhl metallische Werkstoffe (Direktor: Prof. Dr. Ing. habil. Glatzel) Technisches Institut Jena und deren Mitarbeitern Frau Dipl. Ing. Meyer und Herrn Dipl. Ing. Sandkuhl für das Interesse an meiner Arbeit sowie deren fachliche und tatkräftige Unterstützung.

Weiterhin möchte ich mich bei den Mitarbeiterinnen der zahntechnischen Laboratorien der Universitäten Jena und Dresden für deren Hilfestellung bei der Ausführung meiner Tätigkeit bedanken. Ebenso bin ich den Mitarbeiterinnen des Instituts für Ultrastrukturforschung der Universität Jena, Frau Kaiser und Frau Hermann, sowie Frau Bellmann und Herrn Dr.-Ing. Richter von der TU Dresden zu Dank verpflichtet. Bei der statistischen Auswertung meiner Ergebnisse unterstützte mich Herr Dr. Kulisch vom Institut für Medizinische Informatik und Biometrie der TU Dresden.

**Einverständniserklärung bei Abgabe der Dissertation in  
elektronischer Form gemäß Promotionsordnung der Friedrich-Schiller-  
Universität Jena §13 Abs. 2**

Frau/Herr      Mandy Sonja Holzhüter  
geboren am    25.04.1975  
Adresse        Moritzstraße 22, 08056 Zwickau  
Telefon        0375/2701769  
E-mail  
Fakultät        Medizinische Fakultät

Hiermit gestatte ich der Thüringer Universitäts- und Landesbibliothek Jena, der Deutschen Bibliothek Frankfurt/Leipzig und gegebenenfalls der DFG-Sondersammelgebietsbibliothek, die Dissertation im Internet zu publizieren, zu vervielfältigen und zu verbreiten sowie gegebenenfalls eine Konvertierung des Datenformates vorzunehmen. Davon unberührt bleibt das Recht zur Publikation in anderer körperlicher Form, z.B. einem Verlag. Ich versichere, dass die abgelieferte elektronische Version mit der gedruckten Ausgabe vollständig übereinstimmt (einschließlich Lebenslauf\*) und dass mit der Veröffentlichung dieses Dokumentes keine Rechte Dritter verletzt werden.

Titel der Dissertation                      Einfluß von Digitalisierung und Bearbeitung auf die  
Eigenschaften CAD/CAM bearbeiteter Kronen- und  
Brückengerüste aus Hochleistungskeramik

Tag der mündlichen Prüfung

Prüfer

Name der Dateien                      Keramik.pdf

Verwendete Dateiformate              PDF

\* Nichtzutreffendes bitte streichen

Zwickau, den 09.06.2002